

Министерство образования и науки Российской Федерации

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Г.Ф. Шеметев

**АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ:
СОСТАВЫ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ**

**Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных
металлов»**

**Часть I
(Электронный ресурс)**

Санкт-Петербург
2012

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	4
1. Получение алюминия и его свойства	5
1.1 Краткие сведения о получении алюминия технической чистоты	5
1.2 Марочный состав получаемого алюминия	7
1.3 Влияние металлических и неметаллических примесей на свойства алюминия и его сплавов	10
1.4 Физико-химические и механические свойства алюминия	16
2. Упрочнение алюминия и выбор легирующего комплекса	19
2.1 Основные понятия о сплавах	19
2.2 Механизмы упрочнения сплавов	20
2.3 Упрочнение термической обработкой	24
2.4 Режимы термической обработки	31
2.5 Выбор легирующего комплекса	38
2.6 Общая характеристика литейных алюминиевых сплавов	42
3. Сплавы алюминия с кремнием (силумины)	45
3.1 Двойные силумины	45
3.2 Роль железа в силуминах и компенсация его вредного влияния	50
3.3 Сплавы системы Al-Si-Mg	53
3.4 Силумины, легированные медью и магнием	61
3.5 Поршневые литейные сплавы	65
3.6 Цинковистые силумины	69
4. Литейные алюминиевые сплавы на основе твердых растворов	72
4.1 Сплавы системы Al-Mg (магналии)	72
4.2 Сплавы системы Al-Zn-Mg	80
4.3 Сплавы на основе системы Al-Cu	83
5. Новые литейные алюминиевые сплавы	93
5.1 Новые литейные алюминиевые сплавы эвтектического типа	93
5.2 Новые литейные алюминиевые сплавы на базе твердых растворов	96
5.3 Новые жаропрочные литейные алюминиевые сплавы	101
6. Конструкционные деформируемые алюминиевые сплавы	105
6.1 Деформированный алюминий	105
6.2 Сплавы алюминия с марганцем	107
6.3 Сплавы системы Al-Mg	109
6.4 Сплавы системы Al-Mg-Si	110

6.5	Сплавы системы Al-Cu-Mg (дюралюмины)	111
6.6	Дюралюмины, дополнительно легированные никелем, железом, марганцем и кремнием	116
6.7	Высокопрочные алюминиевые деформируемые сплавы	118
6.8	Алюминиевые деформируемые сплавы специального назначения	119
7.	Электротехнический алюминий и проводниковые алюминиевые сплавы	122
7.1	Сравнительная характеристика физических свойств алюминия и меди	122
7.2	Влияние примесей на электропроводность алюминия	124
7.3	Алюминиевые проводниковые сплавы	127
8.	Технологические свойства алюминиевых сплавов	130
8.1	Особенности затвердевания сплавов различного состава	131
8.2	Жидкотекучесть алюминиевых сплавов	134
8.3	Объемная усадка затвердевания, плотность и герметичность отливок	139
8.4	Линейная усадка и горячеломкость алюминиевых сплавов	143
	Приложение. Применение алюминиевых сплавов	148
	Библиографический список	149

ВВЕДЕНИЕ

Алюминий – один из самых распространённых (8,8% в земной коре), а потому и доступных элементов. Он является первым металлом, который был использован в авиации в качестве конструкционного материала. В настоящее время алюминиевые сплавы в конструкции самолётов занимают около 60%. Производство алюминия и количество применяемых сплавов росло вместе с развитием авиации. Если к 1900 году во всём мире было произведено около 6 тысяч тонн, то в настоящее время доля первичного алюминия достигла более 15 млн. т.

В настоящее время применение алюминиевых сплавов становится всё более разнообразным. Неуклонно расширяется использование конструкционных сплавов в машиностроении, судостроении, на транспорте, в строительстве, и других отраслях. Чистый алюминий и малолегированные сплавы находят всё большее применение в электротехнике, быту, пищевой промышленности

Наряду с высокими эксплуатационными свойствами разнообразное применение алюминиевых сплавов обусловлено их высокой технологичностью, что создаёт предпосылки для получения изделий всеми известными методами литья и пластической обработки.

Из-за высокой химической активности алюминий в чистом виде в природе не встречается.

В то же время алюминий является одним из самых распространённых в земной коре. На 1 тонну последней приходится 466 кг кислорода, 277,2 кг кремния, 81,3 кг алюминия и только 50 кг железа. Из-за высокой химической активности и отсутствия самородного сырья алюминий, несмотря на его широкое распространение в природе, был открыт намного позднее других металлов.

Самородные частички чистого алюминия были обнаружены в Сибири [4]. Предполагается, что алюминий в природе может образоваться при снижении температуры и последующей конденсации низших галогенидов, которые устойчивы только при высоких температурах по реакции:



При этом самородки алюминия настолько малы, что о промышленном использовании не может быть и речи.

1. ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СВОЙСТВА

1.1 Краткие сведения о получении алюминия технической чистоты.

Ещё во времена М.В. Ломоносова было высказано предположение о том, что в составе квасцов, применявшихся для дубления кож, находится какой-то неизвестный элемент. Поисками этого элемента занялся английский учёный Гемфри Деви, который в 1808 году назвал его алюминием (квасцы по латыни - алюмен). Однако ввиду заболевания он не смог получить его и этот металл ещё 17 лет просуществовал только в названии. Первые крупинки его были получены в 1825 году датчанином Эрстедом путём воздействия амальгамы калия на хлористый алюминий, а в 1827 году немец Велер усовершенствовал этот способ, заменив амальгаму калия металлическим калием. В 1854 году француз Сент-Клер Девиль впервые применил способ Велера для промышленного производства алюминия, заменив калий более дешевым натрием, а вместо тройного хлорида алюминия использовал двойной хлорид алюминия и натрия. В 1865 году русский учёный Н.Н. Бекетов показал возможность вытеснения алюминия магнием из расплавленного электролита.

Использование всех этих химических способов позволило за 35 лет (с 1854 по 1890) получить около 200 т. алюминия.

Сложность химических способов производства обуславливала чрезвычайную дороговизну алюминия, который ещё в конце 19 века использовался для художественных изделий наряду с золотом. В 1889 году английское королевское общество чествовало Д.И. Менделеева в связи с 20-летним юбилеем открытия им периодического закона. Менделееву были преподнесены весы, изготовленные из алюминия и золота.

В 1904 году русская научная общественность преподнесла Д.И. Менделееву в честь его 70^{летия} ювелирное изделие в виде вазы с розами. Лепестки роз были изготовлены из золота, ваза и стебли роз – из алюминия.

Только разработка электролитического способа получения алюминия позволила перевести этот металл из разряда драгоценных в промышленный.

Основоположниками современного электролитического способа являются француз Эру и американец Холл, которые независимо друг от друга подали в 1886 году почти аналогичные заявки на патентование способа получения алюминия электролизом глинозёма, растворённого в криолите. Современный процесс получения алюминия включает 2 этапа:

1. производство глинозёма (оксида алюминия) из природных руд, производство криолита и других фтористых солей, производство углеродистой анодной массы и футеровочных материалов. Основное требование к этим материалам – максимальная степень чистоты;
2. электролитическое получение алюминия. Глинозём (Al_2O_3), растворённый в расплавленном криолите (Na_3AlF_6 , температура ванны $950-970^{\circ}C$), электрохимически разлагается с разрядом катионов Al^{3+} на углеродистой футеровке электролизера, являющейся катодом, и ионов кислорода O^{2-} - на углеродистом аноде, который вводится в расплав электролита сверху. За счёт выделяющегося кислорода происходит постепенное сгорание анода. Выделяющийся в результате электролиза расплавленный алюминий накапливается на подине электролизёра под слоём криолита (плотность криолита составляет 2100, а плотность алюминия при этих температурах около 2300 кг/м^3). В криолит периодически добавляют новые порции глинозёма, а расплавленный алюминий откачивается.

Электролиз алюминия – энергоёмкий процесс. Его ведут в современных электролизерах при плотности тока на аноде – $0,7-0,8 \text{ а/см}^2$, на катоде $0,4-0,5 \text{ а/см}^2$. При этом сила тока, подводимого к электролизёру, доходит до 150-160 тысяч ампер. Для электролиза 1 тонны алюминия затрачивается около 14-15 тысяч кВт-час энергии.

В связи с этим большинство предприятий по производству алюминия расположено вблизи крупных источников электроэнергии (ГЭС, АЭС, а стоимость алюминия остаётся достаточно высокой).

Кроме окиси алюминия в бокситах в больших количествах содержатся окислы железа, кремния, титана и другие.

Алюминий, выбранный из электролизёра, перевозится в ковше в электролитейное отделение и заливается в электрические печи – миксеры, в которых поддерживается требуемый температурный режим. В случае приготовления сплавов в них производится растворение легирующих элементов. Первичный алюминий, сплавы литейные и деформируемые в зависимости от назначения разливаются на мелкие (массой около 15кг) и крупногабаритные (массой более 200кг) чушки, плоские слитки для проката, цилиндрические слитки и катанку для проволоки, применяемой в электротехнической промышленности.

Обычно черновой алюминий (сырец) из электролизёра содержит 3 группы примесей:

1. неметаллические (фтористые соли, α и γ – глинозём, карбид и нитрид алюминия, угольные частицы);
2. металлические (Fe, Si, Ti, Na, Ca, и др.), переходящие из сырья;
3. газообразные – преимущественно водород, который образуется в результате электрохимического разложения воды, попадающей в криолито-глинозёмный расплав вместе с сырьём.

Для уменьшения содержания щелочноземельных металлов, водорода и неметаллических включений и получения мелкозернистой структуры первичный алюминий и его сплавы подвергаются различным видам рафинирующее-модифицирующей обработки.

1.2 Марочный состав получаемого алюминия.

По мере развития алюминиевой промышленности наряду с количественным ростом производства металла возрастали требования и улучшалось его качество. Первый государственный стандарт на алюминий в нашей стране появился в 1930 году. Он включал всего лишь 3 марки алюминия, которые содержали 99.5, 99.0, 98.0% алюминия, остальное примеси. В ранних стандартах содержание алюминия определялось по разности между 100% и суммой 3^x определяемых примесей (Fe, Si, Cu). Постепенно расширялась номенклатура марок алюминия и повышалась его чистота.

В последней редакции ГОСТ 11069 «Алюминий первичный. Классификация и марки», от 2001 года указывается уже 13 марок алюминия 3^x классов:

1. Особой чистоты - А 999*;
2. Высокой чистоты - А995, А99, А97, А95;
3. Технической чистоты от А85 до А0.

Данный стандарт отличается от самых первых тем, что определяется содержание уже не 3, а 5 элементов (Fe, Si, Cu, Zn, Ti). Кроме того оговорены дополнительные требования, касающиеся примесей и методов контроля. Например, для заводов – изготовителей деформированного алюминия технической чистоты марок А0, А5, А6, А7 должен поставляться с соотношением Fe/Si не менее 1,2. Для марок технической чистоты содержание марганца должно быть не более 0,01% и Mg – не более 0,02%.

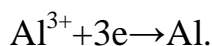
Маркировка алюминия производится буквой А, после которой стоит число, указывающее на содержание алюминия сверх 99%. Например, марки А5, А8, А995 содержат соответственно 99.5, 99.8 и 99.995% алюминия.

Алюминий технической чистоты получают непосредственно после электролиза.

Поскольку чистота технического алюминия для некоторых целей является недостаточной, то наиболее чистые сорта технического алюминия (А85, А80) подвергают электролитическому рафинированию по 3^x слойному способу. Сущность способа заключается в следующем. В электролизёре имеется 3 расплавленных слоя. Нижний слой - алюминий, в котором растворено до 30-40% меди является самым тяжёлым (плотность более 3000 кг/м³) и служит анодом. Второй слой образуется электролитом, состоящим из чистых фторидов или смеси хлорида бария с фторидами алюминия и натрия. Плотность электролита составляет около 2700 кг/м³. Алюминий растворяющийся из анодного слоя в электролите, выделяется выше электролита, так как плотность его составляет ~2300 кг/м³. Чистый металл является катодом. Подвод тока к катодному слою осуществляется графитовым электродом. Ванна работает при 750-800⁰С, расход

электроэнергии – около 20 тыс. кВт-час/тонну, т.е. несколько выше чем при электролизе алюминия из глинозёма.

При анодном растворении все примеси, более электроположительные, чем алюминий (Fe, Si, Cu, Zn, Ti и др.), остаются в анодном слое, не переходя в электролит. Анодно растворяется в электролите только Al, который в форме ионов Al^{3+} переходит в электролит. Последние затем разряжаются на катоде:



В результате на катоде накапливается слой жидкого рафинированного алюминия, а анодный слой обогащается примесями. В четверной системе Al-Fe-Si-Cu образуется эвтектика с температурой плавления $520^{\circ}C$.

Постепенное накопление примесей Fe, Si, Cu приводит к получению в анодном слое заэвтектических концентраций. Понижение температуры анодного слоя приводит к выпадению интерметаллидов $FeSiAl_5$ и Cu_3FeAl_7 в осадок. В рафинировочном электролизёре имеются карманы, в которых температура анодного слоя на $30-40^{\circ}C$ ниже, чем в основной ванне. Поэтому в первую очередь и в наибольшем количестве интерметаллиды выделяются в карманах. Периодическая чистка карманов с целью удаления интерметаллического осадка позволяют очищать анодный сплав без его обновления.

Пользуясь методом электролитического рафинирования по 3^x слойному способу, получают алюминий высокой чистоты.

Алюминий особой чистоты можно получить методом зонной плавки алюминия высокой чистоты. Принцип зонной плавки состоит в многократном медленном прохождении небольшой расплавленной зоны вдоль слитка. Особенность зонного рафинирования вытекает из особенностей кристаллизации сплавов, имеющих различные диаграммы состояния. В доэвтектических сплавах и сплавах с нижней перитектикой по мере увеличения содержания примеси температура ликвидуса снижается. При достижении этой температуры начинается кристаллизация с выделения твёрдой фазы, состав которой много меньше исходной концентрации. В системах заэвтектического состава и с верхней

перитектикой состав первых кристаллов, много больше, а жидкости - много меньше исходной концентрации. При дальнейшем понижении температуры состав жидкой и твёрдой фаз определяется точками пересечения соответствующей температуры с линиями ликвидуса и солидуса. Отношение состава твёрдой фазы к составу жидкой фазы называется коэффициентом распределения:

$$K = C_{\text{ТВ}}/C_{\text{Ж}};$$

В системах с элементами, которые понижают температуру плавления (Ga, Sn, Bi, Be, Sb, Ca, Th, Fe, Co, Ni, Ge, Te, Ba, Pt, Au, Pb, Cd, Jn, Na, Mg, Cu, Si, Ge, Zn) $K < 1$. В этом случае твёрдая фаза в процессе кристаллизации содержит меньшее количество примесей, а жидкая фаза - обогащается примесями. Продвижение жидкой зоны от начала слитка к его концу приводит к перегонке примесей в дальний по ходу движения конец слитка. Многократное повторение этого процесса приводит к получению меньших концентраций этих примесей на большой длине слитка.

В системах, в которых примеси повышают температуру ликвидуса, $K > 1$. При кристаллизации этих сплавов твёрдая фаза обогащается этими элементами, поэтому они концентрируются в начальной зоне слитка. К этой группе примесей относятся тугоплавкие металлы (Nb, Ta, Cr, Ti, Mo, V).

Элементы, имеющие $K \approx 1$ (Mn, Sc), не удаляются при зонной плавке. Удаляя начальный и дальний участки слитка, получаем наиболее чистую среднюю часть, которая и используется благодаря высокой электропроводности (электросопротивление алюминия особой чистоты составляет $(1,7-2,0) \times 10^{-10}$ Ом·см).

1.3 Влияние примесей на свойства алюминия и его сплавов.

Кроме определяемых примесей (Fe, Si, Cu, Zn, Ti) в первичном алюминии находится более десятка других металлических примесей, в количествах нескольких тысячных или десятичных долей процента, среди которых наибольшее влияние на свойства алюминия оказывают натрий и некоторые другие щелочные или щелочноземельные металлы.

Влияние железа. Железо присутствует в технических сортах алюминия в количестве нескольких десятых долей процента. В то же время оно мало растворимо в твёрдом алюминии. При температурах ниже температуры эвтектики (655°C) растворимость составляет 0,052% и менее, а при $400-450^{\circ}\text{C}$ она практически равна нулю. Второй фазой в эвтектике в системе Al-Fe является интерметаллид FeAl_3 , который выделяется в виде иголок или пластинок.

Фаза FeAl_3 состоит из 40,83% Fe и 59,17% Al. Кристаллическая решётка её относится к орторомбической с периодами $a=47,7\text{\AA}$, $b=15,52\text{\AA}$ и $c=8,11\text{\AA}$. Плотность FeAl_3 составляет $3,811\text{ кг/м}^3$, температура плавления 1158°C , микротвёрдость соответствует 9400 МПа.

За счёт гетерогенизации структуры предел прочности и твёрдость сплавов увеличиваются, при этом пластические свойства резко снижаются. Кроме того при содержаниях железа от 0,1 до 0,5% повышается скорость коррозии алюминия в кислой среде.

Аналогичное влияние оказывает увеличение содержания железа и на свойства сплавов, причём наиболее сильно снижаются пластичность и ударная вязкость сплавов. В связи с этим железо, за исключением особых случаев, о которых будет сказано при рассмотрении групп сплавов, является одной из самых вредных примесей для алюминиевых сплавов.

Влияние кремния. Кремний является неизбежной примесью в алюминии и за исключением сплавов, в которых он находится как легирующий элемент, оказывает отрицательное влияние на эксплуатационные и технологические свойства. Несмотря на высокую равновесную растворимость кремния в алюминии при температуре эвтектики, равную 1,65%, при неравновесных условиях кристаллизации уже при содержаниях кремния больших 0,05% наблюдается появление эвтектики. Нагрев металла под последующую пластическую деформацию приводит к переводу эвтектики в жидкое состояние, что затрудняет или исключает проведение пластической деформации, так как на деформированных изделиях появляются трещины. Трещины не образуются, если содержание железа превышает содержание кремния. В этом случае кремний связывается в тройные соединения AlFeSi , которые кристаллизуются при более высокой температуре, чем эвтектика Al-Si

(температура плавления фазы α (FeSiAl_8) равна 630°C , фазы β (FeSiAl_5) - 611°C , а эвтектики $\alpha + \text{Si}$ - 577°C) . Тоже самое относится и к некоторым деформируемым алюминиевым сплавам.

Влияние меди. Входя в значительных количествах в твёрдый раствор, примесь меди не оказывает сколько-нибудь заметного влияния на механические свойства алюминия, но играет существенную роль в коррозионных процессах, особенно для алюминия высокой чистоты.

Установлено, что при содержании меди выше $20 \cdot 10^{-4}\%$ алюминиевый лист толщиной 1,5 мм при выдержке в 20%-ной соляной кислоте прокорродировал насквозь в течение недели; в тех же условиях лист из алюминия, содержащего от 0,9 до $3 \cdot 10^{-4}\%$ меди, разрушился только через 2 недели.

Влияние щелочных и щелочноземельных металлов. Достоверно установлено отрицательное влияние тысячных долей натрия на механические (особенно пластические) свойства алюминия при $350\text{-}400^\circ\text{C}$. При больших содержаниях натрия вызывает интеркристаллитную коррозию.

Совместное присутствие Са и Na также отрицательно сказывается на коррозионной стойкости Al, т.к. Са способствует удержанию в металле большего количества натрия. Эти примеси способствуют получению рыхлых окисных плёнок, которые легко замешиваются в расплав и образуют шлаковые включения в слитках и отливках. Усиливая газопоглощение расплава в атмосфере, содержащей пары воды, эти элементы образуют гидриды, которые могут разлагаться при отжиге листов, приводя к образованию пузырей.

Натрий является особо вредной примесью в Al-Mg деформируемых сплавах. Даже сотые доли процента натрия увеличивают объёмную усадку, микропористость и газонасыщенность сплава AlMg6, существенно снижают ударную вязкость, удлинение и прочность. Особенно вредное влияние натрия оказывает на горячеломкость слитков при литье и пластические характеристики сплавов при горячей деформации. Интенсивный рост брака по горячим трещинам при литье начинается уже при содержаниях натрия 0,0007-0,0008%, а при содержаниях больших

0,0015 достигает почти 100%. Растрескивание слитков, содержащих натрий, при прокатке связано с межзерненным разрушением металла.

Растворимость натрия в жидком алюминии при температуре эвтектики 659°C составляет по разным данным от 0,14 до 0,18%. При больших концентрациях происходит монотектический распад на жидкий раствор натрия в алюминии и жидкий натрий. Растворимость натрия в твёрдом алюминии при температурах $550\text{-}650^{\circ}\text{C}$ равна 0,002%. Учитывая неравновесность реальных процессов затвердевания предельная концентрация, соответствующая предельной растворимости, сдвигается в сторону более низких содержаний натрия.

При затвердевании сплава остаточная жидкость постепенно обогащается натрием и на определённой стадии затвердевания его концентрация может достигнуть величины, соответствующей монотектическому разделению жидкости.

Известно, что натрий является поверхностно активным элементом и стремится выделиться по границам зёрен, что в ещё большей степени уменьшает предельные концентрации, при которых натрий образует самостоятельную фазу. Форма выделяющейся фазы зависит от смачиваемости ею ранее закристаллизовавшейся твёрдой фазы.

При плохом смачивании форма включения стремится к сферической, а при хорошем смачивании примесь размазывается в виде лёгкоплавкой плёнки по границам зёрен. Наличие этой плёнки способствует резкому снижению пластичности при высокой температуре и повышает вероятность образования горячих трещин при литье и пластической деформации.

Горячие трещины при прокатке не возникают, если содержание натрия не превышает $7\cdot 10^{-4}\%$ для сплава АМг6, $8\cdot 10^{-4}\%$ – для АМг3 и $10\cdot 10^{-4}\%$ для АМг2. Примесь натрия снижает технологическую пластичность и при прессовании.

В сплавах других систем, где содержание магния не превышает 2%, натрий менее опасен, т.к. находится в структуре в виде сравнительно тугоплавкого интерметаллического соединения NaAlSi . В сплавах с достаточно высоким магнием реакция $\text{NaAlSi} + 2\text{Mg} \rightarrow \text{Na} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}$ смещается вправо с образованием элементарного натрия.

Литий и калий, оказывая модифицирующее действие на эвтектику в доэвтектических силуминах, в качестве модификаторов не применяются из-за более быстрого, чем Na, выгорания в случае с калием или из-за повышенной объёмной усадки при кристаллизации и резкого увеличения газоусадочной пористости в случае с литием.

Наиболее вредными примесями для высокопрочных сплавов типа В95 и АК8 являются Li и Ba, так как снижают технологическую пластичность, увеличивают микропористость и загрязнённость металла окисными пленами.

Влияние олова и свинца. Образуя лёгкоплавкие фазы и эвтектики, эти элементы затрудняют термическую обработку, т.к. при нагреве под закалку они плавятся, что приводит к пережогу и охрупчиванию сплава.

Однако у сплавов Al-Si-Mg указанное отрицательное влияние Sn и Pb не проявляется. Это связано с тем, что Sn и Pb, являясь электронными аналогами Si частично замещают его в фазе Mg_2Si , изменяя состав последней до $Mg_2Si_{0.3}B_{0.7}$ (где B – олово или свинец). При этом включения свободного Sn или Pb отсутствуют. При этом часть Mg, связываясь в эти соединения, не участвует в процессах упрочнения, поэтому необходимо увеличивать его содержание.

Влияние неметаллических включений. Реальные алюминиевые расплавы представляют собой сложные гетерогенные дисперсные системы, в которых наряду с растворёнными металлическими примесями и водородом, в виде взвеси находятся различные продукты взаимодействия металла с окружающей средой (оксиды, карбиды, остатки флюсов, кусочки футеровки и другие). При затвердевании металла выделяющийся водород приводит к образованию пористости, которая в сочетании с другими неметаллическими включениями и избыточными фазами, создаёт в твёрдом металле структурную неоднородность, отрицательную влияющую на технологичность и эксплуатационные свойства его. Наиболее чувствительными к структурной неоднородности оказываются пластические свойства сплавов, которые определяют вероятность высокотемпературного разрушения деформируемого металла.

В основе разрушения лежит процесс образования пор, которые, сливаясь, перерастают в трещину. Зарождение пор происходит у

включений, упругие и пластические свойства которых сильно отличаются от свойств матрицы. Образующиеся пустоты вначале вытягиваются вдоль направления действующих напряжений, а затем, сливаясь с соседними, образуют трещину, которая проходит преимущественно по границам зёрен. Чем грубее структура и больше скоплений по границам зёрен, тем ниже пластичность.

Степень воздействия крупных и тонкодисперсных включений на свойства отливок и деформированных изделий неодинакова. Наиболее вредное влияние оказывают крупные плёны и макроскопические шлаковые включения, расположенные в теле металла.

В местах их расположения резко ослабляется сечение отливок, являющееся причиной уменьшения механических свойств. Кроме того эти участки являются очагами развития коррозии, трещин из-за концентрации напряжений, что зачастую исключает возможность пластической деформации. Из-за разности теплофизических свойств основного металла и крупного включения возникает местная усадочная рыхлота, приводящая к появлению негерметичности отливок. В большинстве случаев такие включения обладают повышенной микротвёрдостью ($\sim 10000 \div 20000$) МПа, что приводит к быстрому износу и поломкам режущего инструмента.

Наличие включений, снижая технологическую пластичность сплавов, способствует разрушению слитков в процессе деформации, образованию расслоений (несплошностей) и плён в деформированных изделиях. Крупные неметаллические включения являются причиной образования трещин и «рванин» по кромкам листов и лент, сильно снижают усталостные свойства изделий. В отливках в местах их залегания наблюдается пористость и происходит потеря герметичности.

Большое влияние на свойства сплавов оказывают и мелкодисперсные неметаллические включения. Они повышают вязкость расплавов, снижают жидкотекучесть и уменьшают объём усадочной раковины, способствуют развитию микропористости, являясь центрами зарождения газовых пузырьков при затвердевании металла.

Несмотря на уменьшение размера зерна по мере увеличения тонкодисперсных неметаллических включений наблюдается снижение пластических свойств сплавов. Связано это с тем, что центрами

кристаллизации становится незначительная часть включений, а основная масса их скапливается по границам зёрен, затрудняя их рост, и ухудшая условия питания, вызывает образование несплошностей.

Наличие мелких неметаллических включений особенно сильно проявляется на кованных и штампованных изделиях из алюминиевых сплавов [4, 5].

Для поковок и штамповок характерна значительная неравномерность течения металла по сечению. По линиям наибольшего течения одних слоёв относительно других, имеющих место в условиях большого нормального давления, происходит сильное трение металла о твёрдые и хрупкие включения окисных плён. Плены распрямляются и разрываются, а металл получает местный наклёп и разогрев. В местах трения металла о плены образуются притёртые площадки сильно наклёпанного металла с разбросанными в них кусочками собственно плены. При таком строении невозможно отделить собственно плену от металла. Следовательно, плены, обнаруживаемые в штамповках и поковках являются не просто окисными пленами, а участками сильно наклёпанного и перегретого металла с вкраплениями частиц окислов.

Чем больше содержание окислов в исходном металле, тем большую площадь занимают такие участки. Размер плён может колебаться от 0.1мм^2 до 300мм^2 . Детали, поражённые пленами, показывают резко пониженные механические свойства в поперечном направлении. Так снижение прочности на поперечных образцах достигает 50%, а удлинение снижается в десять раз, по сравнению с продольными [5].

1.4 Физико-химические и механические свойства алюминия.

Широкому распространению в различных областях техники алюминий обязан благодаря сочетанию ряда благоприятных свойств.

Плотность. Плотность в твёрдом состоянии зависит от чистоты алюминия и меняется от 2698,08 (алюминий особой чистоты) до 2727кг/м^3 (алюминий технической чистоты). Плотность алюминия почти в 3 раза меньше плотности железа. Ещё большее соотношение получится, если сравнить алюминий с тяжёлыми металлами. Из этого следует, что, применяя в качестве конструкционного материала алюминиевые сплавы,

можно значительно снизить массу конструкций. Поэтому принято говорить, что алюминиевые сплавы имеют высокую удельную прочность (отношение временного сопротивления разрыву сплава к его плотности).

- плотность расплавленного алюминия меняется (для алюминия чистотой 99,75%) от 2382 (при температуре плавления) до 2262 кг/м³ (при температуре 1100⁰С);
- в момент плавления объём алюминия меняется на 6,25÷6,60%, т.е. объёмная усадка алюминия является достаточно большой;

Температуры плавления и кипения. Температура плавления возрастает с повышением чистоты и для различных марок алюминия составляет:

Чистота алюминия, %	99,2	99,5	99,6	99,97	99,996
Температура плавления, ⁰ С	657	658	659,7	659,8	660,24

В настоящее время общепринято считать температурой плавления алюминия 660⁰С. Такая сравнительно низкая температура плавления позволяет использовать в качестве плавильных агрегатов большое разнообразие конструкций, использующих различные источники энергии (газ, мазут, электрическая дуга, электромагнитную индукцию и тепло, выделяющееся при прохождении тока в проводнике, из-за его сопротивления).

Точно также с повышением чистоты повышается температура кипения и сейчас принято считать её равной 2497⁰С. Большая разница между температурами плавления и кипения обеспечивает низкие значения давлений насыщенного пара при температурах заливки и делает возможным применение вакуума при плавке и рафинировании сплавов;

Электропроводность. По этому показателю алюминий уступает только Au, Ag, Cu. Электропроводность алюминия возрастает с повышением чистоты и уменьшением степени наклёпа и равна 34-38м/Ом мм², что составляет 64,5÷65,9% от электропроводности меди. Благодаря

этому свойству чистый алюминий и малолегированные сплавы на его основе находят широкое применение в качестве проводников тока;

Коррозионная стойкость. Алюминий и сплавы на его основе, не содержащие в своём составе медь, устойчивы во всех средах. В атмосферных условиях хорошие результаты обеспечивают чистый алюминий и сплавы Al-Mn. В случае воздействия морской воды, морского тумана или легкой щелочной среды наиболее предпочтительными являются сплавы систем Al-Mg, Al-Mg-Mn и другие сплавы без меди.

Высокой коррозионной стойкостью алюминий и его сплавы во многом обязаны образованию на их поверхности тонкого и плотного оксидного слоя Al_2O_3 , хорошо сцепляющегося с основным металлом. Такой слой является надёжной защитой от взаимодействия внутренних слоёв с коррозионной средой;

Экологическая безопасность. Алюминий, его окисел и многие сплавы не ядовиты. Благодаря своим благоприятным физическим, химическим и физиологическим свойствам алюминий широко применяется в пищевой промышленности. Безвредность алюминия основана на том, что он, даже присутствуя в обычных пищевых продуктах, не оказывает неблагоприятного влияния на организм, не накапливается в человеческом организме, т.к. легко выводится естественным путём. В списке предельных концентраций на рабочем месте и в перечне материалов, которые представляют опасность как способствующие раковому заболеванию, алюминий и его сплавы не значатся. Отходы алюминия не оказывают неблагоприятного влияния на деревья и животных и не наносят ущерба грунтовым и поверхностным водам.

Механические свойства чистого алюминия. Механические свойства алюминия зависят от степени чистоты и характера предшествующей обработки. С увеличением степени чистоты возрастают пластические свойства, уменьшаются твёрдость и прочность его.

Ниже приводятся основные механические свойства алюминия технической чистоты А7-А5:

Модуль упругости, МПа ...68600

Твёрдость по Бринеллю, МПа:

- литого.....235

• катаного	441
Предел прочности при растяжении, МПа:	
• наклепанного	147
• отожженного	78,4
Относительное удлинение, %	
• наклепанного	3,0
• отожженного	35,0

Низкие прочностные характеристики алюминия исключают возможность применения его в качестве конструкционного материала. В то же время, высокие электропроводность и коррозионные свойства делают его незаменимым материалом для электрических проводов и кабелей, а фольга широко применяется для бумажных и электрических конденсаторов и в качестве упаковочного материала. В качестве конструкционного материала используют алюминиевые сплавы, которые по методу получения изделий из них делят на литейные и деформируемые.

2. УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЯ И ВЫБОР ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА

2.1 Основные понятия о сплавах

Сплавами называются макроскопически однородные тела, образовавшиеся в результате затвердевания расплавов, состоящих из 2^x и более компонентов (химически индивидуальных веществ).

Конструкционные сплавы-материалы, способны в определенных условиях без разрушения воспринимать нагрузки и другие внешние воздействия (высокие и низкие температуры, коррозионные среды, магнитные и электрические поля и др.). Такие сплавы применяются для изготовления деталей машин и механизмов, приборов и аппаратов, транспортных средств и других технических объектов. Способность к восприятию внешних нагрузок в определенных условиях эксплуатации определяется механическими характеристиками сплава, важнейшими из которых являются прочностные и пластические свойства.

Во многих случаях наиболее прочные сплавы являются сложными многокомпонентными системами, которые включают [6, 7]:

➤ базовый элемент (основа сплава) – преобладающий компонент, определяющий характер свойств сплава;

➤ легирующие элементы – специально вводимые в сплав добавки (металлы и неметаллы), обеспечивающие требуемый комплекс свойств.

Легирующие элементы, в свою очередь, можно подразделить на основные, дополнительные и микролегирующие добавки.

Основные легирующие элементы вводятся в состав алюминиевых сплавов в наибольших количествах (от 1 до 22%) и обеспечивают основной вклад в требуемые свойства.

Дополнительные легирующие элементы входят в алюминиевые сплавы в количествах от нескольких десятых долей до одного процента и усиливают (дополняют) основные свойства сплава или сообщают ему новые (особые) свойства.

Микролегирующие элементы вводят в количестве от нескольких тысячных до нескольких десятых долей процента. Их в большинстве случаев можно рассматривать как улучшающие добавки, так как зачастую они вводятся для улучшения технологических свойств.

Модифицирующие добавки – специально вводимые элементы, в тех же количествах, что и улучшающие добавки и предназначены для измельчения макро- или микроструктуры сплавов;

Примеси – элементы, которые неизбежно присутствуют в шихтовых материалах и переходят затем в сплав. Эти примеси являются постоянными. Часть из них (обычно оказывающих наиболее вредное влияние) являются определяемыми, а количество их строго ограничивается. Другая часть постоянных примесей не определяется и входит в сумму примесей. Кроме постоянных в сплаве находится то или иное количество случайных примесей, которые переходят в сплав в результате взаимодействия расплава с газами, флюсами, футеровкой печи или материалом формы. Обычно это примеси, за исключением особых случаев, также не определяются.

2.2 Механизмы упрочнения сплавов.

Самыми распространенными случаями применения конструкционных материалов являются такие, при которых прочность

рассматривается как сопротивление пластической деформации в условиях действия постоянных нагрузок.

Равновесным положением атома в кристаллической решетке является такое положение, при котором равнодействующая приложенных к нему сил равна нулю. В этом положении атомы обладают минимальной потенциальной энергией.

Для того, чтобы вывести атомы из этого положения и переместить их в новые точки пространства, необходимо затратить работу против внутренних сил, так что равнодействующая сила становится неравной нулю. При этом атомы и решетка в целом приобретают дополнительную энергию. Такое неравновесное состояние характеризуется искажениями кристаллической решетки, выраженное в изменении расстояний между атомами, искривлением линий и плоскостей решетки.

Переход в неравновесное состояние происходит под влиянием внешних сил. При этом, чем выше значение внешних сил, тем сильнее искажается решетка, тем большим становится сопротивление решетки внешнему воздействию, так как возрастают силы, стремящиеся вернуть атомы в исходное равновесное состояние. Для преодоления действия сил связи между атомами, т.е. для достижения ещё больших искажений кристаллической решетки потребуется увеличить внешние силы, т.е. повысить нагрузку на металл.

С точки зрения дислокационного характера упрочнения, если взаимодействие дислокаций друг с другом или с другими дефектами кристаллической решетки сопровождается увеличением искажений ее, то возрастает сопротивление деформации.

Препятствиями для перемещения дислокаций являются дефекты строения кристаллической решетки: границы зерен, чужеродные атомы, избыточные фазы. Качественно влияние перечисленных факторов на величину предела текучести (σ_T) определяется уравнением Питча и Холла:

$$\sigma_T = \sigma_3 + Kd^{1/2} \quad (2.1)$$

где σ_3 – напряжение, требуемое для движения дислокаций через кристаллическую решётку, K – коэффициент, отражающий прочность блокирования дислокаций границами зёрен; d – размер зерна.

В связи с этим основными путями увеличения прочностных характеристик являются увеличение искажений твердого раствора за счет его легированности, гетерогенизация структуры, измельчения зерна и избыточных фаз. Соответственно могут быть реализованы несколько путей упрочнения сплавов.

Упрочнение путем образования твердого раствора (растворное упрочнение).

Размещение атомов легирующих элементов в решетке основного металла оказывает огромное влияние на свойства сплава. Атомы легирующих элементов, входящие в кристаллическую решетку алюминия, образуют растворы замещения и искажают её. Имея атомные размеры, отличающиеся от атомного размера алюминия, легирующие элементы и примеси, входящие в твердый раствор, изменяют силы межатомного взаимодействия, создают области упруго деформированных состояний в местах своего расположения, которые являются препятствиями для движения дислокаций. Их торможение зависит от природы и количества таких препятствий.

При оценке природы легирующих элементов с точки зрения влияния их на упрочнение сплавов наиболее важным критерием является размер атома (размерный фактор). Чем больше атомы другого элемента отличаются по размеру от атома алюминия, тем большие искажения они вызовут в кристаллической решетке, и, соответственно, тем большее упрочнение достигается при этом. Количество искажений решетки увеличивается с увеличением количества, растворенного вещества. (концентрационный фактор)

Качественно вклад в упрочнение твердого раствора сплава размерного и концентрационного факторов описывается уравнением Мота и Набарро:

$$\sigma_m = \sigma_0 + G_0 \frac{|r_0 - r_i|}{r_0} C_i \quad (2.2)$$

где σ_0 – предел текучести основы сплава; G_0 – модуль сдвига основы сплава; r_0 , r_i – атомные радиусы основы и легирующего элемента; C_i – атомная доля легирующего элемента;

Следует отметить, что за счет легирования твердого раствора достигается сравнительно небольшие искажения кристаллической

решетки, поэтому прирост прочности невелик и составляет не более 10-30% от прочности основы, а пластичность остается на достаточно высоком уровне.

Такое сочетание делает очень выгодным использование твердых растворов в качестве основы конструкционных материалов при создании сплавов, которые легко подвергаются пластическим деформациям.

Растворимость элементов в алюминии меняется в зависимости от температуры, поэтому состояние твердого раствора и количество искажений в нём, а, следовательно, и упрочнение можно менять путем термической обработки. На базе растворного упрочнения создано большинство конструкционных алюминиевых сплавов.

Аддитивное упрочнение.

При увеличении содержания легирующего элемента выше предела растворимости в объеме сплава появляются обособленные включения, количество которых пропорционально изменению содержанию легирующих. Прочность при этом может как аддитивно возрастать, так и снижаться, в зависимости от свойств включений. Если они более прочные, чем предельный твердый раствор, то она будет возрастать, если менее прочные – падать. Упрочнение при легировании в этом случае не связано с внесением дополнительных нарушений в строение решетки, а имеет механическую природу. Большое влияние на прочность оказывает размер включения, так как кроме механического влияния определенный вклад в упрочнение вносит характер взаимодействия различных фаз друг с другом.

Если включения велики, а количество их соответственно мало, то расстояния между ними большие. В этом случае каждая составляющая структуры деформируется под действием внешней нагрузки независимо друг от друга. Дислокации в основном проходят в зернах твердого раствора по большому количеству плоскостей скольжения, минуя посторонние включения. В некоторых случаях более твердые включения, особенно когда их форма неблагоприятна (крупные иголки, пластинки), не только не увеличивают прочность, но и снижают её. Такие включения, являясь концентраторами напряжений, инициируют зарождение трещин.

Начиная с определённых, достаточно малых размеров включений, благодаря возрастанию их количества и уменьшению расстояний между

ними, начинает сказываться взаимодействие включений с основной кристаллической решеткой, которое приводит к увеличению искажений в структуре и росту прочности. При этом одновременно может возрастать и пластичность сплавов. Аддитивный механизм упрочнения характерен для двойных Al-Si сплавов, а для более сложных силуминов характерно сочетание растворного и аддитивного механизмов упрочнения.

2.3 Упрочнение термической обработкой

Переменная растворимость легирующих элементов в твердом растворе в зависимости от температуры создает предпосылки для повышения прочностных характеристик сплавов за счёт термической обработки, сопровождающейся искусственным изменением структуры сплавов. Для алюминиевых сплавов чаще всего применяют термическую обработку, которая, по классификации А. А. Бочвара [33], относится к термической обработке III (закалка) и IV (отпуск) видов.

По определению А. А. Бочвара: «Вид термической обработки, приводящий к фиксации состояний, необычных для низких температур и являющихся либо переохлаждённым состоянием свойственным высоким температурам, либо промежуточным неустойчивым состоянием, называется закалкой... Вид термической обработки, основанный на процессах распада зафиксированного закалкой состояния сплава, называется отпуском или старением».

Закалка заключается в нагреве металла до высокой температуры, выдержке при этой температуре и достаточно быстром охлаждении.

О благоприятном влиянии термической обработки на свойства сплавов известно очень давно. «Илиада» - одна из древнейших эпических поэм, свидетельствует о том, что уже в те далекие времена человек использовал закалку стали сознательно: «Расторопный ковач, изготовив топор иль секиру, в воду металл, на огне раскаливши его, чтоб двойную крепость имел, погружает и звонко шипит он в холодной воде.»

Температура высокотемпературной выдержки при термической обработке практически совпадает с температурой гомогенизирующего отжига перед пластической деформацией. Выдержка при этих температурах обеспечивает протекание процессов:

1. растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения;
2. устранение дендритной неоднородности;
3. распад пересыщенных твёрдых растворов, полученных в результате высоких скоростей охлаждения отливок. Чаще всего пересыщенные твёрдые растворы образуются у сплавов, которые содержат алюминиды, образованные с участием переходных металлов (Mn, Cr.), или скандия;
4. измельчение морфологии фаз кристаллизационного происхождения;
5. распад пересыщенного твердого раствора водорода в сплаве и образование вторичной пористости.

В результате быстрого охлаждения удастся зафиксировать при нормальной температуре состояние, достигнутое при высокотемпературной выдержке.

Изменения структуры, обусловленные растворением неравновесных фаз, коагуляцией и изменением морфологии равновесных фаз, существенно повышает пластические свойства при нормальной и высоких температурах. При этом прочностные характеристики изменяются не так однозначно. Связано это с тем, что растворение избыточных фаз уменьшает вклад в аддитивное упрочнение, зато увеличение концентрации легирующих элементов в твердом растворе способствует возрастанию доли растворного упрочнения. Чаще решающее значение принадлежит последнему фактору. Пересыщенный твердый раствор, полученный в результате закалки, стремится к распаду. Процесс распада метастабильного пересыщенного твёрдого раствора, сопровождающийся изменением структуры и механических свойств сплавов, называется старением. В зависимости от степени пересыщения и диффузионной подвижности компонентов распад твердого раствора может происходить при температурах не выше 100⁰С (естественное старение) или при более высоких температурах (искусственное старение).

При небольшом пересыщении распад, как правило, происходит путем зарождения и роста стабильной фазы.

Чем больше пересыщение твердого раствора, сложнее состав равновесной фазы и меньше коэффициент диффузии легирующих элементов, тем длиннее путь от метастабильного к равновесному состоянию.

Твердый раствор, полученный в результате закалки, является неоднородным. Существование областей, обогащенных легирующими элементами или вакансиями, может привести к тому, что формирование новой фазы не начинается с образования зародыша, а происходит путём постепенного образования и роста зон, обогащённых легирующими элементами.

Наиболее показателен в этом отношении процесс распада твёрдого раствора алюминия, легированного большими количествами меди. При высокотемпературной выдержке сплавов, содержащих 4% меди (меньше предельной равновесной растворимости при температуре эвтектики), вся медь переходит в твердый раствор. При последующем быстром охлаждении она полностью остаётся в растворе, который сильно пересыщен, относительно равновесной растворимости (0,5%) при комнатной температуре. Избыток меди должен был бы выделиться из раствора, однако из-за медленности протекания диффузионных процессов, распад твёрдого раствора при нормальных температурах практически не происходит.

При повышении температуры до 100⁰С диффузионные процессы протекают быстрее и атомы меди образуют группировки, в которых концентрация меди достигает 70%. Такие микрогруппировки получили название зон Гинье-Престона (в честь француза А. Гинье и англичанина Г. Престона, которые независимо друг от друга описали их ещё в 1937-1938 годах). Эти зоны имеют вид очень тонких пластинок, расположенных вдоль определённых плоскостей решётки твёрдого раствора. Средние их размеры составляют по толщине несколько атомных слоёв, а по длине и ширине около 50Å. Такие зоны Гинье-Престона принято считать зонами первого порядка и именовать ЗГП1.

В связи с тем, что атом меди на 10% меньше атома алюминия в самих зонах и около них возникает упруго деформированное состояние и происходит искажение кристаллической решётки, что приводит к

повышению прочностных свойств. Атомная структура таких образований мало отличается от структуры матрицы, внутри которой они расположены.

При нагреве закалённого сплава до более высоких (более 100⁰С) температур диффузионные процессы ускоряются, возможно дальнейшее развитие старения. Начинается оно с образования зон Гинье-Престона второго порядка (ЗГП2) которые имеют большую величину, чем ЗГП1. Так при 150⁰С средняя протяжённость зон находится в пределах от 100 до 400 Å при толщине 10-40 Å, а при 200⁰С протяжённость зон доходит до 3000 Å при толщине до 100 Å.

В пределах зон Гинье-Престона второго порядка расположение меди и алюминия приобретает упорядоченный характер с определённой последовательностью расположения слоёв, обогащённых алюминием и медью. Соотношение атомов в ЗГП2 приближается к стехиометрическому соотношению, соответствующему стабильной фазе (для сплавов Al-Cu на 2 атома алюминия приходится 1 атом меди – фаза Θ (CuAl₂)). В этих упорядоченных образованиях ещё сохраняется, хотя и сильно искаженная, решётка исходного твёрдого раствора. Говорят, что ЗГП когерентно (неразрывно) связаны с основной матрицей. Благодаря увеличенным размерам ЗГП2 по сравнению с ЗГП1 в местах их расположения образуются обширные области упруго деформированного состояния, а расстояние между ними уменьшается. Всё это способствует увеличению напряжений, необходимых для продвижения дислокаций: прочность сплава увеличивается.

Наличие ЗГП2 является подготовкой к образованию промежуточных, метастабильных фаз. На этой стадии, которую можно наблюдать при температурах 150⁰С и выше внутри решётки основного матричного твёрдого раствора формируется новая решётка, а соотношение атомов в этих скоплениях соответствует стехиометрическому составу их в стабильной фазе, но кристаллическая решётка их отличается от равновесной. Поэтому такие выделения получили название промежуточных фаз. Собственно говоря, даже фазой такое образование можно называть с большой натяжкой, т.к. поверхность раздела образуется частично, промежуточная фаза отделена от основной не полностью (говорят связана с ней полукогерентно). В зависимости от состава сплава

ЗГП2 и метастабильные фазы могут иметь форму сфер, дисков или игл. Если разница в атомных диаметрах компонентов не превышает 3%, то энергия упругих искажений матричной решётки мала и форма выделений определяется требованием минимума свободной энергии; образуются зоны и метастабильные фазы сферической формы. При разнице более 5% энергия упругой деформации играет более важную роль, чем поверхностная энергия: зоны будут иметь форму пластин (дисков) или игл (цилиндров), ориентированных относительно решётки основы таким образом, что на межфазной поверхности достигается наилучшее атомное сопряжение. При 200⁰С и выше становится возможным превращение промежуточных фаз в полностью обособленные стабильные фазы. При этом объёмная энергия упруго деформированного состояния уменьшается за счёт возрастания поверхностной энергии. Прочностные характеристики сплава снижаются.

Превращение метастабильных фаз в стабильные протекает тем медленнее, чем сложнее состав фазы и чем ниже коэффициент диффузии элементов, участвующих в образовании этих фаз.

Дисперсные частицы стабильных фаз выделяются в основном внутри зерна, более крупные - по границам зёрен. Чем мельче вторые фазы, расположенные внутри зёрен твёрдого раствора, тем большее влияние они оказывают на повышение прочностных характеристик (особенно, предела текучести) при нормальных и высоких температурах. Упрочнение, достигаемое за счет дисперсных частиц, образующихся в результате термической обработки, называется дисперсионным.

Дисперсные частицы тормозят движение дислокаций, поэтому, наряду с объёмной концентрацией частиц, важное значение приобретает размер частиц и расстояние между ними. Наиболее эффективное упрочнение достигается при размере частиц упрочняющей фазы 0.01-0.05 мкм и расстояниях между ними 0.1-0.5 мкм. Дальнейшая выдержка сплавов при повышенных температурах приводит к коагуляции (укрупнению) дисперсных частиц, снижению прочности и повышению пластичности сплавов.

Рассмотренная стадийность протекания процесса распада твёрдого раствора не является обязательной для всех сплавов и при всех режимах

старения. Чем ниже температура, тем в большей мере будут протекать процессы первых стадий, а чем выше температура старения, тем интенсивнее будут протекать процессы образования и коагуляции стабильных фаз, вследствие чего будут меняться и свойства сплава. Достаточно крупные частицы вторых фаз, выделяющиеся в форме игл или пластинок, проявляют себя как концентраторы напряжений и приводят к охрупчиванию сплава.

Следует иметь в виду, что строгая последовательность стадий не будет соблюдаться во всём объёме. Твёрдый раствор после закалки не является строго гомогенным. В нем имеются различного рода несовершенства, связанные, например, с неравномерностью распределения легирующих элементов и вакансий. Поэтому в отдельных объёмах начинается образование ЗГП, а в других заканчивается формирование метастабильных фаз; следует считать, что процесс, происходящий в большем объёме, характеризует сплав в целом.

При высоких температурах старения процесс распада может сразу начинаться с зарождения стабильной фазы, поэтому достигнутое упрочнение может быть не большим. Характер влияния температуры и времени старения на предел текучести сплавов показан на рис.2.1 из которого видно, что изменение прочностных и пластических свойств зависит от температуры и времени старения, и носит экстремальный характер.

Повышение прочностных и снижение пластических свойств связано с образованием ЗГП и метастабильных фаз.

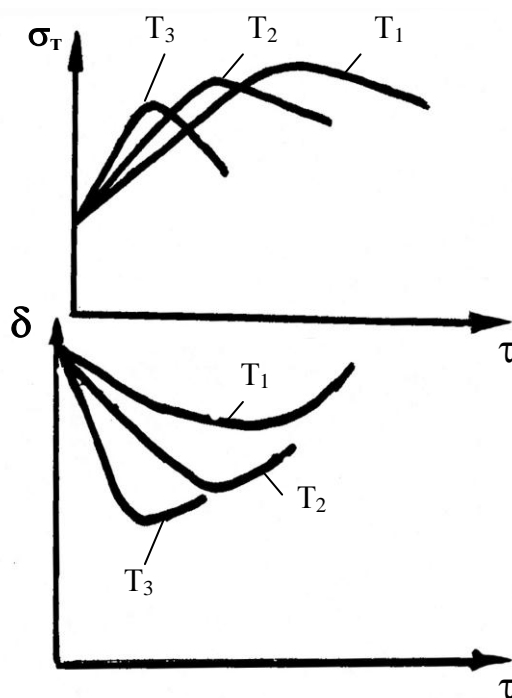


Рис 2.1 Влияние температуры старения (T) и времени выдержки (τ) на прочностные (σ_T) и пластические (δ) свойства закаленных сплавов ($T_3 > T_2 > T_1$).

Снижение прочности и повышение пластичности определяется переходом метастабильных промежуточных фаз в стабильные и образованием границ раздела фаз. Пока стабильная фаза присутствует в виде дисперсных частиц прочность остаётся на достаточно высоком уровне. Дальнейшее её снижение и возрастание пластических свойств связано с коагуляцией дисперсных частиц.

Кроме того, из рис. 2.1 видно, что с повышением температуры снижается максимальное значение свойства, так как наряду с зонным старением во всё большем объёме происходит гомогенное зарождение стабильной фазы. Такой характер старения наблюдается у многих алюминиевых сплавов (Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg).

В сплавах, у которых строение кристаллических решёток основного раствора и выделяющейся стабильной фазы близки друг к другу, промежуточные стадии старения могут не наблюдаться. В этом случае упрочнение будет связано сразу с дисперсионным твердением.

2.4 Режимы термической обработки

Не рассматривая термомеханическую обработку (ТМО), которая включает пластическую деформацию и применима только для деформируемых сплавов можно считать, что термическая обработка в общем случае состоит из операций закалки и старения, параметры которых определяются особенностями литой структуры.

Неравновесные условия охлаждения слитков и отливок приводят к дендритному строению структуры и появлению избыточных фаз кристаллизационного происхождения при концентрациях легирующих элементов значительно меньших, чем это следует из равновесной диаграммы состояния.

На рис. 2.2 показана схема, объясняющая появления в структуре сплава состава « C_0 » неравновесной фазы β .

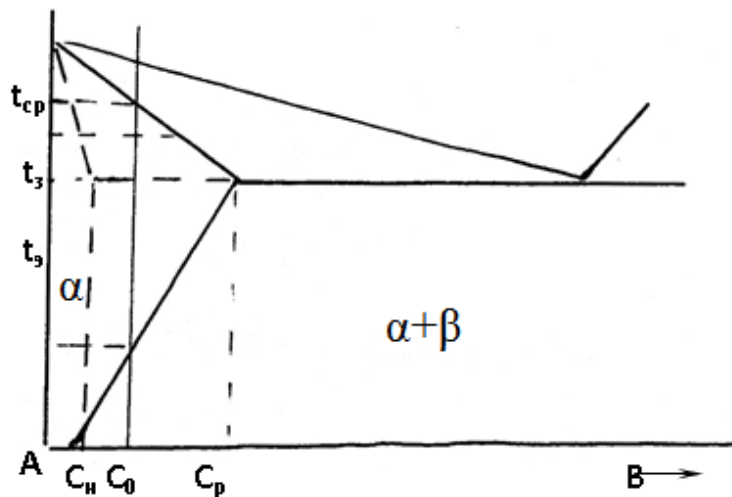


Рис. 2.2 Начальный участок равновесной и неравновесной диаграммы состояния системы А-В: t_{cp} , t_3 , t_3 – температуры равновесного, неравновесного солидуса и температура закалки.

————— равновесная диаграмма состояния
----- неравновесная диаграмма состояния

Равновесная предельная растворимость в системе А-В при температуре эвтектики равна C_p , поэтому структура сплава C_0 после кристаллизации будет состоять только из твёрдого раствора α . Фаза β образуется в результате вторичной кристаллизации при температурах ниже t_p .

В реальных процессах в условиях подавленной диффузии в твёрдой фазе и прохождении разделительной диффузии в жидкости неравновесная кристаллизация сплавов с эвтектическим или перитектическим превращением заканчивается при температуре t_s при меньших количествах легирующего элемента C_n (табл. 2.1)

Таблица 2.1

Концентрации легирующих элементов C %, при превышении которых в двойных алюминиевых сплавах появляются избыточные фазы.

$V_{\text{охл}}$, К/мин \ C , %	Si	Cu	Mg	Zn
0.5-5.0	0.1	0.1	4.5	20.0
80-100	0.1	0.1	0.5	2.0
1000	0.2	0.3	1.0	3.0
Равновесная растворимость, C_p , %	1.65	5.7	17.4	82.0

Таким образом, при неравновесной кристаллизации слитков и отливок наблюдается появление избыточных фаз при малых значениях концентраций легирующих элементов и развитие дендритной неоднородности. Развитие дендритной ликвации и размеры неравновесных фаз кристаллизационного происхождения тесно связаны со скоростью охлаждения отливки. Например, размер дендритной ячейки (d , мкм) можно приближённо описать уравнением:

$$d = B \cdot (V_{\text{охл}})^{-n}, \quad (2.3)$$

где B - коэффициент, зависящий от коэффициента диффузии легирующих элементов в жидкости при температурах затвердевания; $V_{\text{охл}}$ - скорость охлаждения в процессе кристаллизации; n - показатель степени;

По данным В. С. Золоторевского для сложно легированных алюминиевых сплавов, когда сумма легирующих элементов составляет от 4 до 11% величина коэффициентов в широком диапазоне скоростей ($V_{\text{охл}}=1 \cdot 10^{-2} - 1 \cdot 10^8$ к/с) составляет: $B=380$; $n=0.4$

Типичные значения d для разных $V_{\text{охл}}$ представлены в табл. 2.2.

Таблица 2.2

Размеры дендритных ячеек в алюминиевых сплавах для разных $V_{\text{охл}}$

№ п/п	$U_{\text{охл}}$, к/с	d , мкм	Условия получения
1	10^{-2}	1000	Толстостенные отливки в песчаных формах
2	10^0-10^1	100	Непрерывное литьё, литьё в кокиль
3	10^2-10^4	10	Литьё гранул в воду
4	10^5-10^6	1,0	Получение чешуек
5	10^8-10^9	0,1	Получение ультратонких чешуек

Так как неравновесные фазы кристаллизуются внутри дендритных ячеек, то размеры их линейно зависят от размеров дендритных ячеек

$$L=K_{\text{ф}} \cdot d, \quad (2.4)$$

где L – линейный размер (толщина, диаметр) избыточной фазы (мкм); $K_{\text{ф}}$ - коэффициент, определяемый природой фазы.

Для большинства алюминиевых сплавов типа твёрдых растворов

$$L=2,3+0,05d, \quad (2.5)$$

Эти особенности литой структуры в значительной мере определяют режим закалки сплавов.

Параметрами закалки являются: скорость нагрева и температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Режимы нагрева, температура и время выдержки при температуре закалки. Наличие в структуре легкоплавких неравновесных эвтектик заставляет применять ступенчатый режим нагрева. Первую ступень выбирают при температуре на $(5-10)^{\circ}\text{C}$ ниже температуры неравновесного солидуса (для сплава C_0 на рис. 2.2 – ниже t_3). После выдержки при этой температуре в течение времени, достаточного для растворения эвтектики, температуру поднимают до t_3 , с которой производится закалка. Выбирают её на основании диаграмм состояния и технических характеристик оборудования. Естественным верхним пределом является температура равновесного солидуса t_c сплава. Чем в более узких пределах обеспечивается точность регулирования температур, тем выше она может быть выбрана. В самом общем виде

$$t_3 \leq (t_p - \Delta t_p), \quad (2.6)$$

где $-\Delta t_p$ – максимальный перепад температур в печи.

Время выдержки зависит от особенностей литой структуры и определяется выражением:

$$\tau_p = a_p \cdot e^b, \quad (2.7)$$

где a_p – константа, обратно пропорциональная скорости растворения, которая убывает с повышением температуры; b – постоянная, которая зависит от состава и свойств растворяющейся фазы и меняется в пределах $(1,2 \div 2,5)$.

Сравнение (2.2) и (2.3) показывает, что увеличение скорости охлаждения при кристаллизации приводит к более тонкому микростроению слитка и отливки. Поэтому В.С. Золоторевский предлагает оценивать продолжительность растворения избыточных фаз по соотношению

$$\tau_p = K_c - A \lg V_{\text{охл}}, \quad (2.8)$$

где K_c и A – константы, характерные для данного сплава.

Сразу после растворения избыточных фаз концентрация легирующих элементов по объёму дендритной ячейки неоднородна, поэтому для выравнивания состава требуется дополнительное время. Следовательно,

время выравнивания состава сплава всегда больше времени растворения неравновесных структурных составляющих. Для достаточно полного выравнивания химического состава по объёму ячеек требуемая продолжительность определяется выражением:

$$\tau_{\text{в}} = 5,8 \frac{d^2}{4\pi^2 D}, \quad (2.9)$$

где D – коэффициент диффузии легирующих элементов.

Уравнение (2.9) показывает, что время выравнивания состава, как и время растворения, зависит от скорости охлаждения при литье. Чем выше скорость охлаждения, тем меньше размер дендритной ячейки d , меньше $\tau_{\text{в}}$.

Коэффициенты диффузии легирующих элементов в алюминии при 500°C располагаются в порядке убывания в следующей последовательности:

Элемент	Si	Mg	Zn	Cu	Ni	Fe	Mn	Cr
$D, \text{см}^2/\text{с}$	2×10^{-9}	1×10^{-9}	9×10^{-10}	7×10^{-10}	2×10^{-12}	7×10^{-13}	8×10^{-13}	7×10^{-14}

Следует ожидать, что устранение дендритной неоднородности, коагуляция и сфероидизация кремниевой фазы в эвтектике силуминов будет протекать достаточно быстро. Медленнее эти процессы идут в сплавах Al с Mg, Cu, Zn. В сплавах Al с Ni, Fe, Cr, в которых растворимость последних чрезвычайно мала, интерметаллиды с их участием устранить не представляется возможным, а сфероидизация их протекает чрезвычайно медленно. В слитках и отливках многокомпонентных сплавов, кроме неравновесных фаз эвтектического или перитектического происхождения содержатся равновесные фазы (эвтектики, сложные интерметаллиды), которые выделяются в неблагоприятной форме и не растворяются при высокотемпературной выдержке. Поэтому иногда требуются дополнительные выдержки для изменения морфологии этих фаз с разветвлённой скелетообразной или пластинчатой формой в более компактную.

В связи с этим общая продолжительность высокотемпературной выдержки в зависимости от вида сплава и скорости охлаждения при кристаллизации меняется от нескольких часов до нескольких десятков часов. Так как структура отливок, полученных в песчаной форме более

грубая, чем при литье в металлическую форму, время выдержки во 2 случае сокращается на 20-25%.

Охлаждение при закалке. Основная задача – сохранить при нормальной температуре состояние твёрдого раствора, достигнутого при высокотемпературной выдержке. Поэтому скорость охлаждения должна быть выше, чем скорость распада твёрдого раствора, которая определяется скоростью протекания диффузионных процессов. Принимая во внимание разную величину коэффициентов диффузии легирующих элементов в основе сплава и размерную толщину изделий применяют различные закалочные среды, включая воздух, холодную или горячую воду и масло. Большое влияние на механические свойства отливок оказывает время переноса отливок из печи в закалочную среду. Если оно достаточно велико, то успевают пройти начальные стадии распада твёрдого раствора и последующая закалка фиксирует не максимальную его пересыщенность. Это может привести к значительному снижению механических свойств. Время переноса садки необходимо ограничивать; оно не должно превышать 50-60 сек.

Старение. Старение может осуществляться как с целью повышения прочностных свойств так и для стабилизации размеров и структуры отливок. В зависимости от выбора режимов старения, основными характеристиками которых являются температура и время старения можно получать не только различное упрочнение, но и повышенную пластичность при пониженной прочности. Режимы термической обработки, применяемые для отливок из сплавов цветных металлов и, в частности, алюминиевых приведены в табл. 2.3.

Схематично эти режимы термической обработки показаны на рис.2.3

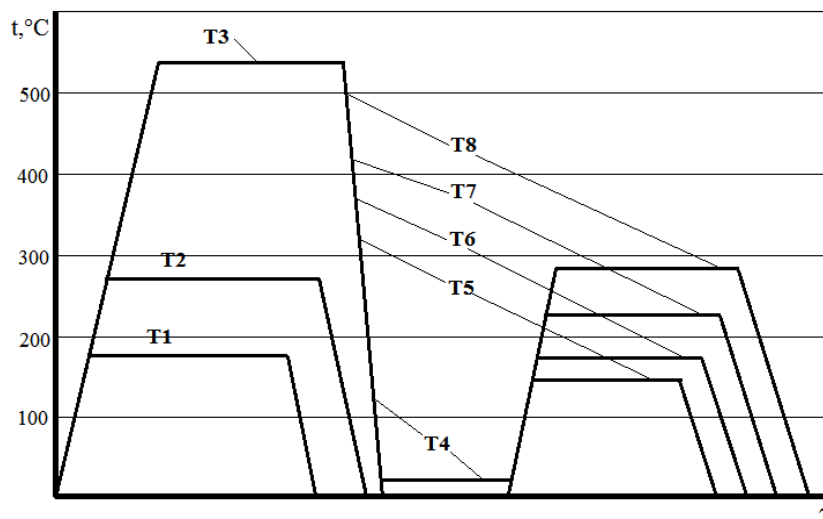


Рис 2.3 Схематичное изображение режимов термической обработки алюминиевых сплавов.

Таблица 2.3

Режимы термической обработки отливок из алюминиевых сплавов (ГОСТ 1583-93)

Обозначение режима	Название режима	Назначение режима	Примечание
T1	Искусственное старение без предварительной закалки	Повышение механической прочности литых деталей; улучшение обрабатываемости резанием с целью повышения чистоты обработки.	Для сплавов, у которых в результате быстрого охлаждения наблюдается частичная закалка.
T2	Отжиг (стабилизация)	Снятие внутренних напряжений.	При температуре 280-300 ⁰ С и длительной выдержке достигается более равновесное состояние.
T4	Закалка и естественное старение	Повышение прочностных и коррозионных свойств сплавов	Чаще всего применяется для Al-Mg сплавов.
T5	Закалка и неполное искусственное старение	Получение высокой прочности, особенно предела текучести, при сохранении достаточно высокой пластичности.	Старение протекает при температурах 150-170 ⁰ С в течение 3-5 часов.

T6	Закалка и полное искусственное старение	Получение максимальной прочности при снижении пластических свойств.	Осуществляется при более высоких температурах (175-185 ⁰ С) при продолжительной выдержке (5 часов и более).
T7	Закалка и стабилизирующее старение	Получение достаточно высокой прочности, стабилизации структуры и размеров деталей.	Температура старения более высокая чем при T6, близка к рабочей температуре.
T8	Закалка и смягчающий отпуск	Получение высокой пластичности за счёт снижения прочностных характеристик.	Отпуск осуществляется при высоких (250-300) ⁰ С температурах.

2.5 Выбор легирующего комплекса

Ранее (п. 2.2) было показано, что основное влияние на упрочнение сплавов оказывает степень легированности твёрдого раствора, достигаемая в результате охлаждения после литья или в результате закалки.

Соответственно, легирующие элементы должны обеспечивать:

1. возможность получения более высокой степени пересыщения твёрдого раствора в результате закалки;
2. образование при старении высокодисперсной микрогетерогенности внутри зёрен твёрдого раствора

Исходя из этих положений в качестве потенциальных легирующих могут выступать элементы, образующие обширные области твёрдых растворов с алюминием. Б.Б. Гуляев [6] предложил выбирать потенциальные легирующие элементы - упрочнители, пользуясь критериями, характеризующими начальные участки двойных диаграмм состояния элементов с основой сплава:

➤ критерий растворимости ($\alpha=ab$), равный отношению предельной атомной растворимости элемента в твёрдом состоянии при температуре эвтектики, перитектики или монотектики (рис. 2.4) Этот критерий характеризует количество атомов легирующего элемента

(количество искажений), которое способно удержаться в кристаллической решётке основы без образования новых фаз;

➤ критерий распределения ($\omega=ab/ac$), равный отношению предельной растворимости элемента в твёрдой и жидкой фазах основы сплава при температуре эвтектики, перитектики или монотектики. Характеризует преимущественное распределение примеси или легирующего элемента в твёрдой фазе, образующейся при кристаллизации. Малые значения ω определяют преимущественное выделение по границам зёрен, большие – внутри зерна;

➤ критерий термообработки (по Б.Б. Гуляеву $\gamma= bd/e_{ж}$), показывает возможность упрочнения сплава за счёт термической обработки. Представляется, что более показательным в качестве критерия термообработки является отношение $\gamma'=ab/oe$. В этом случае на величину критерия не сказывается изменение растворимости легирующего элемента в β – фазе и он характеризует максимально возможную степень пересыщения легирующим элементом α – твёрдого раствора.

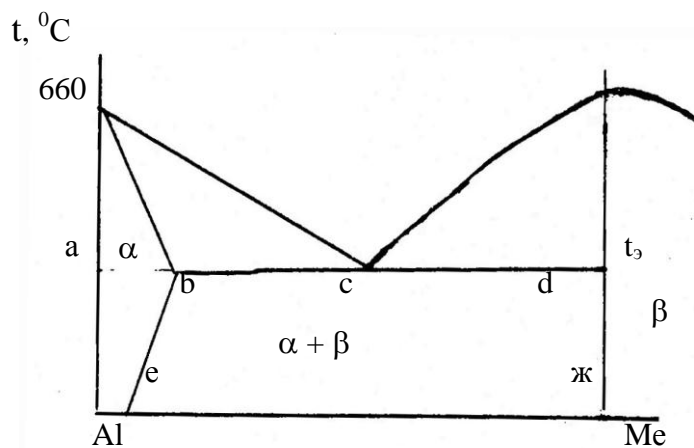


Рис 2.4 Критерии начальных участков диаграммы состояния по Б.Б. Гуляеву [6]

По способу получения изделий сплавы делятся на литейные и деформируемые. Первые применяются для производства фасонных отливок, из вторых вначале отливаются слитки, являющиеся исходным материалом для изделий, получаемых путём пластической деформации. Разные методы получения изделий накладывают определённый отпечаток на составы сплавов (рис. 2.5)

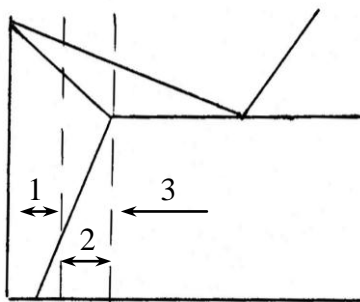


Рис 2.5 Составы литейных и деформируемых сплавов:

- 1 – деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой;
- 2 – деформируемые и литейные сплавы, упрочняемые термической обработкой;
- 3 – литейные сплавы, упрочняемые термической обработкой.

Деформируемые сплавы наряду с высокой прочностью должны обладать высокими пластическими свойствами, поэтому составы их обычно не превышают концентраций, соответствующих областям твёрдого раствора.

Появление в структуре большого количества эвтектической и перитектической составляющей всегда сопровождается снижением пластических свойств и деформируемостью сплавов. В то же время появление эвтектической составляющей в некоторых случаях упрочняет сплав, поэтому составы литейных сплавов могут содержать большое (до 100%) количество эвтектики и быть даже заэвтектическими.

При малой легированности сплава (в пределах области 1) возможная пересыщенность твёрдого раствора, которая может быть достигнута в закалённом состоянии, мала и упрочнение, полученное за счёт термической обработки невелико. Поэтому такие сплавы, обладая высокой пластичностью, применяются только в деформированном состоянии, а упрочнение достигается за счёт наклёпа, получаемого при холодной деформации.

Алюминий, несмотря на незначительное различие размеров атомных диаметров со многими металлами (Cu, Ag, Au и др.), ни с одним из них не

образует непрерывных твёрдых растворов. Большинство элементов образуют с алюминием ограниченные твёрдые растворы.

Условием принадлежности к основным потенциальным легирующим добавкам для алюминиевых сплавов являются элементы, имеющие $\alpha \geq 1$ и $\omega \geq 0.05$. Этому условию отвечают 8 элементов. Их критерии представлены в табл. 2.4

Учитывая высокую стоимость Ag, Li, Ga, Ge использование их для конструкционных материалов общего назначения является нецелесообразным. В то же время высокая стоимость не является препятствием для применения их в качестве легирующих или вспомогательных добавок в сплавах специального назначения.

Таблица 2.4

Критерии потенциальных легирующих элементов алюминиевых сплавов

Критерии Элементов	Zn	Ag	Mg	Li	Ga	Ge	Cu	Si
α	49,0	23,8	18,9	16,0	8,5	2,8	2,5	1,59
ω	0,67	0,63	0,50	0,67	0,093	0,093	0,14	0,13
γ	0,83	0,58	0,57	0,68	0,91	0,97	0,87	0,98

Таким образом, основными легирующими для широкой номенклатуры сплавов являются всего лишь 4 элемента: Si, Cu, Mg, Zn.

Все эти элементы образуют с алюминием диаграммы состояния эвтектического типа с переменной растворимостью легирующих в твёрдом растворе. Несмотря на то, что цинк имеет очень высокую растворимость в твёрдом алюминии, двойные сплавы Al-Zn (за исключением протекторных) не применяются, ввиду малой разницы в атомных размерах Al и Zn и отсутствия интерметаллидов в этой системе. Поэтому цинк используют обычно в комбинации с другими легирующими элементами при создании многокомпонентных сплавов.

При образовании многокомпонентного твёрдого раствора эффективность влияния нескольких легирующих элементов будет больше, чем отдельных элементов в двойных сплавах, введенных в количествах, равных суммарному содержанию легирующих в многокомпонентном сплаве. Это позволяет повысить эффективность предельного легирования,

ограничив при этом содержание отдельных легирующих, а также существенно уменьшить диффузионную подвижность их и, соответственно, повысить термическую устойчивость сплава.

Дальнейшее повышение какого-то одного свойства или комплекса свойств достигается за счёт дополнительных легирующих.

Группу вспомогательных легирующих составляют элементы, имеющие $\alpha=(0,01\div 1,0)\%$ атомных и $\omega\geq 0,05$

Большая часть их – переходные металлы, образующие с алюминием интерметаллиды (Mn, Cr, V, Ti, Zr, Mo, Ni и др.) Необходимость применения их обусловлена:

- дополнительным упрочнением за счёт вхождения в твёрдый раствор;
- измельчением структуры (зерна или железосодержащих фаз);
- повышением жаропрочности за счёт создания по границам зёрен включений твёрдых, термически стабильных интерметаллидов.

2.6 Общая характеристика литейных алюминиевых сплавов.

До 1989 года на литейные сплавы существовало 2 ГОСТа – ГОСТ2685 и ГОСТ 1583. Первый из них устанавливал химический состав и свойства сплавов в отливках. Маркировка сплавов производилась в основном буквами АЛ (алюминиевый, литейный) и номером сплава, ничего не говорящим о его составе, например, АЛ2, АЛ9, АЛ27 и т.д. ГОСТ 1583 устанавливал химический состав литейных сплавов в чушках.

Сплавы в чушках обозначались буквами, указывающими на основу сплава (буква А) и легирующие элементы (К – кремний, М - медь) и цифрами после легирующего элемента, указывающими на среднее его содержание в сплаве, например АК5М2 (означает алюминиевый сплав, содержащий в среднем 5% кремния и 2% меди).

В 70^е годы 20 века началось производство чушковых сплавов на заводах первичной металлургии, что является экономически оправданным мероприятием, так как при этом используется тепло алюминия – сырца, полученного в электролизе. В связи с этим в 1989 году был принят единый ГОСТ 1583, который объединил 2 предыдущих.

Маркировка указывает на состав сплава, а в скобках указывается марка сплава, существовавшая в ГОСТ 2685 или предыдущих редакциях ГОСТ 1583.

Химический состав приведён отдельно для чушковых сплавов и сплавов в отливках, причём содержание легирующих элементов одинаково. Различие в составах заключается в том, что в сплавах для фасонных отливок допускается большое количество примесей.

В зависимости от химического состава литейные алюминиевые сплавы, внесённые в ГОСТ 1583 – 93 разделяются на 5 групп.

Первую группу составляют сплавы Al-Si и Al-Si-Mg. Содержание кремния в них колеблется от 6,0 до 13,0%, содержание Mg от нуля до 0,55%. Структура этих сплавов включает 60-100% эвтектики, поэтому все сплавы имеют отличные технологические свойства.

Вторая группа – сплавы на основе системы Al-Si-Cu, многие из которых дополнительно легированы магнием.

Содержание легирующих в сплавах этой группы колеблется в широких пределах (кремний от 3,5 до 22,0%, медь – от 0,5 до 8,0%, магний – от 0 до 1,3%).

Кроме того, некоторые сплавы этой группы перешли из старой редакции ГОСТ 1583, производятся на основе вторичного сырья и содержат повышенное количество железа и суммы примесей. Благодаря разному количеству кремния структура сплавов меняется от сильно доэвтектической до сильно заэвтектической. Тем не менее, сравнительно большое количество эвтектики (от 40 до 100%) как и в сплавах 1 группы способствует высокой трещиностойкости сплавов, что позволяет получать достаточно сложные отливки всеми известными способами литья. Повышенное содержание меди обеспечивает сплавам 2 группы более высокую жаропрочность, чем у сплавов 1 группы.

К недостаткам сплавов первых двух групп следует отнести пониженную обрабатываемость резанием, особенно у заэвтектических сплавов. Кроме того, большое количество меди у сплавов 2^{ой} группы приводит к снижению коррозионной стойкости.

Поскольку в сплавах этих групп основным легирующим элементом является кремний, то они получили название силумины. В 3 и 4 группу включены сплавы на основе твёрдых растворов Al-Cu и Al-Mg.

Третью группу составляют сплавы на основе системы Al-Cu, содержащие от 4,5 до 5,3% Cu, дополнительно легированные марганцем и титаном. Высокое содержание меди обеспечивает высокие прочностные характеристики после термической обработки, в том числе самую высокую жаропрочность среди алюминиевых сплавов. К недостаткам сплавов этой группы следует отнести пониженную коррозионную стойкость и низкие литейные свойства.

В четвёртую группу входят сплавы системы Al-Mg, получившие название магниевых сплавов, которые обладают высокой удельной прочностью.

Высокие пластические свойства сообщают этим сплавам способность выдерживать динамические нагрузки. Кроме того, они имеют хорошую обрабатываемость резанием и высокие коррозионные свойства. К недостаткам сплавов следует отнести их повышенную окисляемость при плавке, низкую жаропрочность и повышенную склонность к образованию горячих трещин.

Пятую группу составляют сплавы на основе системы алюминий – прочие компоненты. По сравнению с ГОСТ 2685 эта группа значительно поредела, т.к. часть сплавов системы Al-Si-Cu в ГОСТе 1583 включена в 3 группу. Поэтому в 5 группе остались 3 сплава, в составе которых в качестве легирующего в наибольшем количестве содержится цинк. Поэтому можно было бы эти сплавы классифицировать как «сплавы на основе алюминий - цинк - прочие компоненты». В то же время два из них АК7Ц9 (АЛ11) и АК9Ц6 (АК9Ц6р) относятся к цинковистым силуминам, и их многое роднит со сплавами 1 группы. Третий сплав АЦ4Мг (АЛ24) можно объединить со сплавами 4 группы, а пятую группу ликвидировать.

3. СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ С КРЕМНИЕМ (СИЛУМИНЫ)

К силуминам относятся алюминиевые сплавы, в которых основным легирующим элементом является кремний. Большое количество в структуре малопластичного кремния затрудняет пластическую обработку сплавов с большим количеством эвтектики, поэтому их используют в основном в качестве литейных.

В истории разработки силуминов можно отметить несколько этапов, которые сыграли ключевую роль в их развитии:

1. открытие явления модифицирования алюминево-кремниевых эвтектик натрием в 1920 году послужило мощным толчком к быстрому применению доэвтектических и эвтектических силуминов;

2. Использование магний-силицидного упрочнения, начало которого относится к 1932 году послужило широкому применению литых изделий в двигателестроении и других отраслях;

3. Открытие в 1940 году явления модифицирования первичного кремния фосфором позволило применять заэвтектические силумины в качестве поршневых сплавов.

Наряду с этим шло постоянное совершенствование технологических процессов плавки и литья, повышение чистоты используемых шихтовых материалов, применение малых добавок для модифицирования или стабилизации твёрдых растворов.

3.1 Двойные силумины.

Алюминий с кремнием образуют диаграмму состояния эвтектического типа без образования химических соединений между ними рис.3.1.

Эвтектика между алюминиевым твёрдым раствором (α) и кремнием образуется при температуре 577°C и концентрации кремния, которая по различным данным составляет 11,7 или 12,7%. Такое расхождение в эвтектической концентрации кремния можно, по всей видимости, объяснить различной чистотой использованных материалов. Материалы технической чистоты, особенно кремний, всегда содержат то или иное количество фосфора, который образует в расплаве фосфид алюминия.

Температура плавления AlP равна $2527^{\circ}C$, поэтому он находится в расплаве в виде твёрдых частиц, облегчая зарождение и появление первичных кристаллов кремния при меньших концентрациях его, чем в случае применения чистых шихтовых материалов, свободных от примесей фосфора.

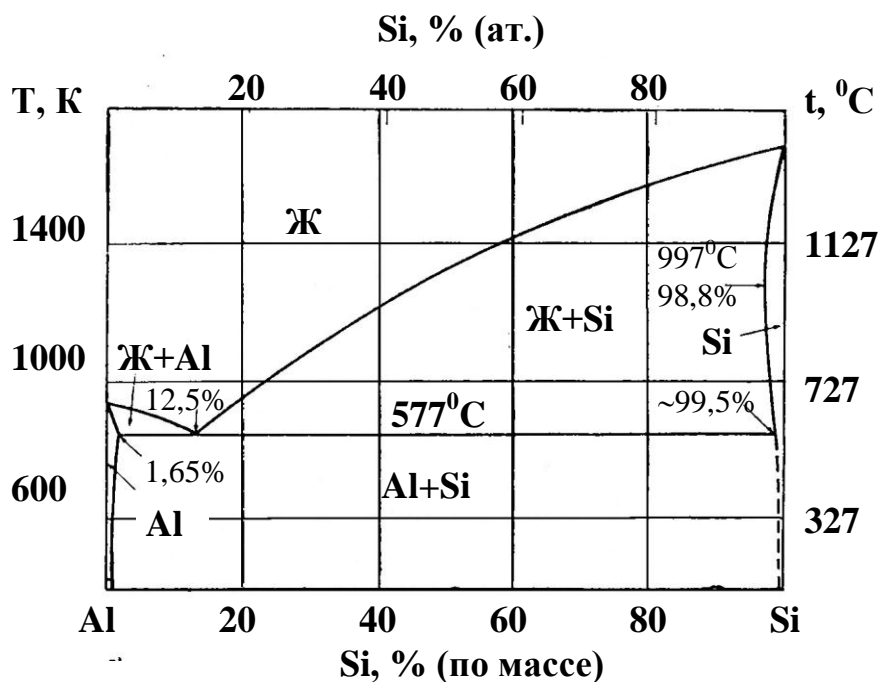


Рис 3.1 Диаграмма состояния сплавов Al – Si [2].

Растворимость кремния в твёрдом растворе приводится в табл. 3.1.

Таблица 3.1

Влияние температуры на растворимость Si в Al

Температура, $^{\circ}C$	577	527	427	327	227
% (по массе)	1,65	1,10	0,45	0,10	0,01
% (атомные)	1,58	1,05	0,44	0,10	0,01

Видно, что при снижении температуры растворимость Si в Al резко уменьшается и при $200^{\circ}C$ практически становится равной нулю.

Разница в атомных размерах алюминия и кремния (атомные радиусы $r_{Al} = 1,43\text{\AA}$, $r_{Si} = 1,30\text{\AA}$) составляет около 10%, поэтому искажение

кристаллической решётки алюминия при растворении в ней атомов кремния небольшие. Вследствие этого закалкой сплавов не удастся достичь значительного упрочнения.

Отсутствие интерметаллических соединений в этой системе и высокая скорость диффузии кремния в алюминии приводит к тому, что распад закалённого твёрдого раствора протекает очень быстро и сопровождается образованием равновесной Si- фазы. Экспериментально установлено, что твёрдый раствор при температуре 255⁰С полностью распадается всего за 8 минут, с образованием крупных включений Si, соизмеримых с эвтектическими включениями. В связи с этим термическая обработка для двойных Al-Si не применяется.

Твёрдый раствор Si в Al (практически чистый алюминий) представляет собой мягкую и пластичную фазу (твёрдость его порядка 225-235 МПа), а кремний характеризуется высокой твёрдостью (порядка 8000-10000 МПа) и выполняет роль фазы-упрочнителя. Общий характер изменения механических свойств двойных Al-Si сплавов приведён на рис.3.2, из которого чётко просматривается положительное влияние высокой скорости охлаждения и модифицирования как на прочностные, так и на пластические свойства.

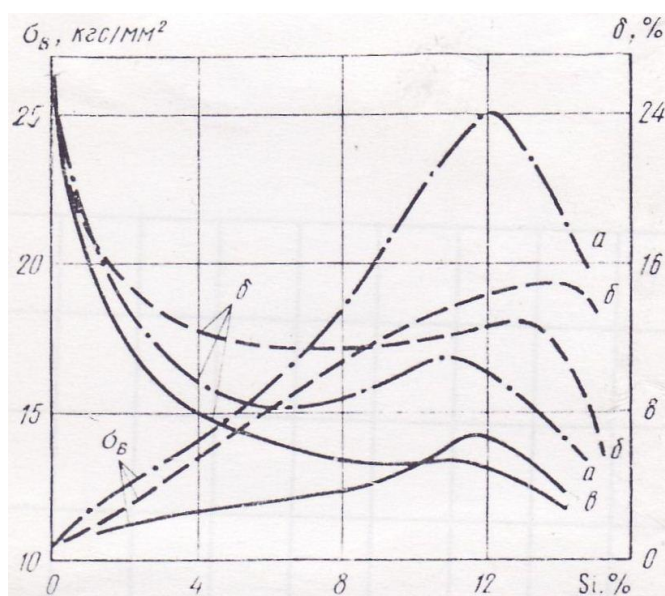


Рис.3.2 Влияние содержания кремния на механические свойства двойных силуминов при литье в кокиль (а) и в песчаную форму с модифицированием (б) и без модифицирования (в)

Увеличение прочности при увеличении концентрации кремния до 12% связано с увеличением объёма эвтектических колоний. Появление в структуре сплавов первичных кристаллов кремния приводит к снижению механических свойств. Вследствие большой разницы модулей упругости α -твёрдого раствора и кремния в последнем возникают большие локальные напряжения, превышающие средний уровень напряжений в сечении отливки, которые приводят к возникновению трещин, распространяющихся затем в α -твёрдый раствор. Чем крупнее включение, тем больше вероятность его разрушения. Поэтому роль модифицирования силуминов, направленная на измельчение кристаллов Si чрезвычайно велика.

По морфологическим признакам структуру эвтектики немодифицированных Al-Si сплавов принято рассматривать как пластинчатую, грубоигольчатую, а в модифицированных сплавах как сфероидизированную. Такая классификация основывается на строении эвтектик, наблюдаемых при металлографических исследованиях плоских шлифов.

В действительности в том и другом случае кремний кристаллизуется в виде дендритов, которые в модифицированных сплавах характеризуются чрезвычайной разветвлённостью.

На характер структуры как немодифицированных, так и модифицированных сплавов сильно влияют условия охлаждения.

Выдержка расплава при температурах близких к эвтектической резко огрубляет структуру. Быстро охлаждённые немодифицированные сплавы (литьё в кокиль) имеют структуру, не отличающуюся от модифицированной.

Наиболее высокий модифицирующий эффект обеспечивают натрий и стронций. Ввиду низкой температуры плавления ($97,5^{\circ}\text{C}$) металлический натрий не применяется, т.к. при его введении наблюдается вскипание расплава и повышенный его угар.

Введение натрия обеспечивается нанесением солевых флюсов, содержащих хлориды и фториды натрия на поверхность или внутрь расплава.

В результате обменных реакций между флюсом и расплавом выделяется свободный натрий, который переходит в расплав. В связи с этим процесс модифицирования натрием чрезвычайно прост и не обременителен. Серьёзным недостатком является сравнительно малое время (30-40 мин.) сохранения эффекта модифицирования из-за низкой температуры кипения натрия, которая по разным данным составляет 873-883⁰С. Быстрому испарению способствует высокая активность натрия в расплаве (коэффициент активности равняется 100 [3]), в связи с чем содержание его в поверхностном слое гораздо больше, чем в объёме расплава. По истечении этого времени операция модифицирования должна повторяться.

Более длительный (до 3-4 часов) эффект модифицирования обеспечивает стронций, который вводится в виде (5-10)% лигатуры Al-Sr. Недостатки этого способа заключаются в более высокой стоимости и необходимости нагрева сплавов до более высокой температуры.

В немодифицированных заэвтектических силуминах, затвердевающих при небольших скоростях охлаждения, первичные кристаллы кремния выделяются в виде крупных включений и часто имеют неправильную форму. Модифицирование (например, фосфором) значительно увеличивает число кристаллов на единицу площади шлифа, при этом кристаллы приобретают вид небольших полиэдров, которые можно рассматривать как различные сечения куба. Модифицирование заэвтектических силуминов значительно повышает механические свойства.

Учитывая сравнительно невысокие прочностные характеристики двойных силуминов в ГОСТ 1583-93 внесён только самый высокопрочный среди них сплав АК12 (АЛ2), содержащий (10-13)% Si.

Технически чистые алюминий и кремний содержат примеси железа, поэтому в конструкционных силуминах всегда присутствует то или иное его количество. Учитывая важное значение Fe на весь комплекс механических свойств силуминов рассмотрим влияние его более подробно.

3.2 Роль железа в силуминах и компенсация его вредного влияния.

Мондольфо [8] указывает, что в тройной системе Al-Fe-Si в равновесии с алюминиевым твёрдым раствором могут находиться в зависимости от содержания Fe и Si одна двойная $FeAl_3$ и две тройных

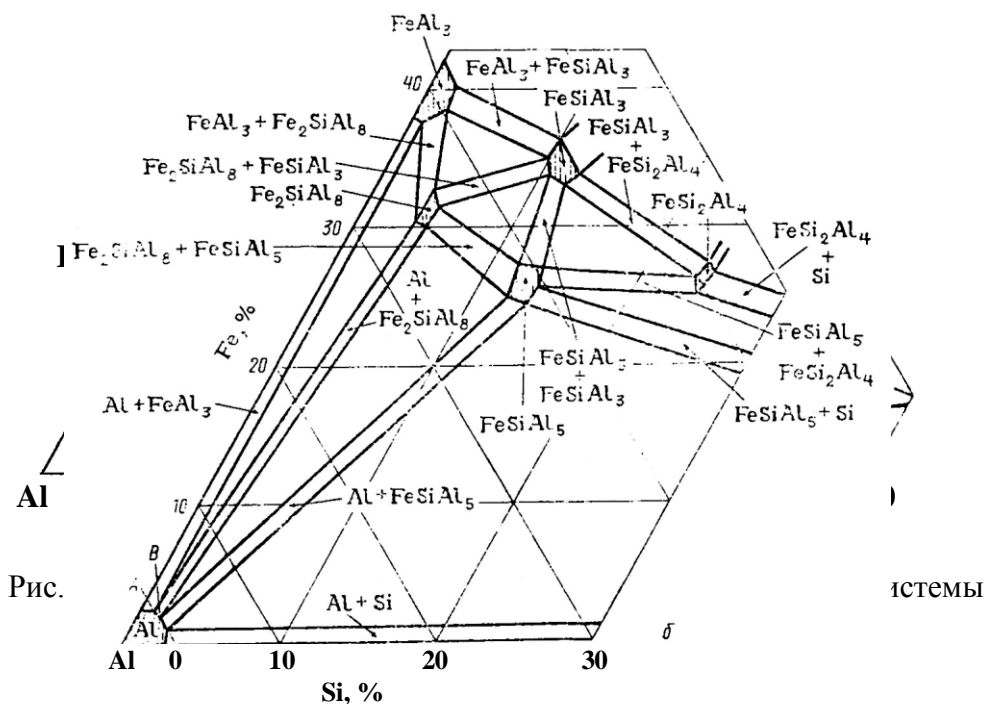


Рис.3.4 Распределение областей первичной кристаллизации фаз в системе Al-Fe-Si

$Fe_2SiAl_8(\alpha)$ и $FeSiAl_5(\beta)$ железосодержащих фаз (рис.3.3, 3.4), которые обычно обозначают как α и β -фазы.

Соединение $Fe_2SiAl_8(\alpha)$ имеет гексагональную решётку с параметрами $a = 12,3\text{Å}$, $c = 26,3\text{Å}$ и плотность равную 3580 кг/м^3 . Фаза $FeSiAl_5(\beta)$ имеет моноклинную решётку с параметрами $a = b = 6,12\text{Å}$ и $c = 41,5\text{Å}$. Плотность её равна $(3300\div 3350)\text{ кг/м}^3$. Кристаллизация α фазы происходит в равновесной скелетообразной форме («китайских иероглифов»), фаза β кристаллизуется в виде тонких пластин, которые на плоскости шлифа появляются в виде длинных игл.

Поскольку железо практически совсем не растворимо в алюминии и его сплавах в твердом состоянии, указанные фазы могут образовываться как непосредственно из расплава, так и в результате невариантных (протекающих при постоянной температуре) превращений:

- Перитектическое $\text{Ж} + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha_{\text{Al}} + \beta (\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si}) - 629^\circ\text{C}$

- Перитектическое $\text{Ж} + \alpha(\text{AlFeSi}) \rightarrow \alpha_{\text{Al}} + \beta(\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si}) - 611^\circ\text{C}$

- Эвтектическое $\text{Ж} \rightarrow \alpha_{\text{Al}} + \beta(\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si}) + \text{Si} - 575^\circ\text{C}$

где Ж – расплав; $\alpha(\text{AlFeSi})$, $\beta(\text{Al}, \text{Fe}, \text{Si})$ – соединения Fe_2SiAl_8 , Fe_2SiAl_5 ; α_{Al} – твёрдый раствор на основе алюминия.

Если в отношении химического состава первичных железосодержащих интерметаллидов взгляды исследователей расходятся, то в отношении отрицательного влияния их на механические свойства силуминов мнения совпадают. Особенно резко железо снижает прочностные и пластические свойства эвтектических силуминов при концентрации его в сплаве более 0,7%, т.е. в области первичной кристаллизации β – фазы.

Вредное влияние железа сказывается тем сильнее, чем меньше скорость охлаждения при кристаллизации отливок, так как при этом происходит более сильное огрубление железосодержащих фаз.

В соответствии с этим допустимое содержание железа во многих сплавах возрастает при изменении способа литья в следующей последовательности: литьё в песчаные формы \rightarrow кокиль \rightarrow литьё под давлением. Кроме того более высокое содержание железа в сплаве, предназначенном для литья под давлением, обеспечивает меньшую прилипаемость к пресс-формам и, соответственно, повышению их стойкости.

Во вторичных алюминиевых литейных сплавах, изготавливаемых на основе ломов и отходов, допускается более высокое содержание железа и суммы примесей, что обуславливает снижение регламентированного уровня свойств, особенно, пластических.

Снижение вредного влияния железа, вызванного остроугольной формой железосодержащих фаз, можно добиться за счёт введения в состав сплава элементов, которые позволяют изменить состав фаз, уменьшить размеры и изменить их форму.

Модифицирующее влияние на алюминиды железа могут оказать переходные металлы, которые, имея близкие атомные размеры, способны замещать атомы железа в его соединениях с алюминием [9].

Многочисленными исследованиями установлен микрогетерогенный состав расплава алюминиевых сплавов, который сохраняется даже при высоких перегревах (300-400⁰С) над температурой ликвидуса. Поэтому можно предположить, что в жидком металле имеются микрогруппировки (кластеры) атомов, входящих в интерметаллическое соединение. Размеры и время существования таких дозародышей будут увеличиваться по мере приближения к температуре ликвидуса. Они создают, в конечном итоге, центры кристаллизации интерметаллического соединения. Если дополнительный легирующий элемент мало растворим в алюминии и хорошо растворим в железе, то он будет входить в состав железистых фаз, меняя их морфологию при кристаллизации.

С учетом растворимостей при 680⁰С (рис. 3.5) и стоимости, ряд элементов компенсаторов вредного влияния железа выглядит в виде: Ni, V, Cr, Mo, Co, Mn.

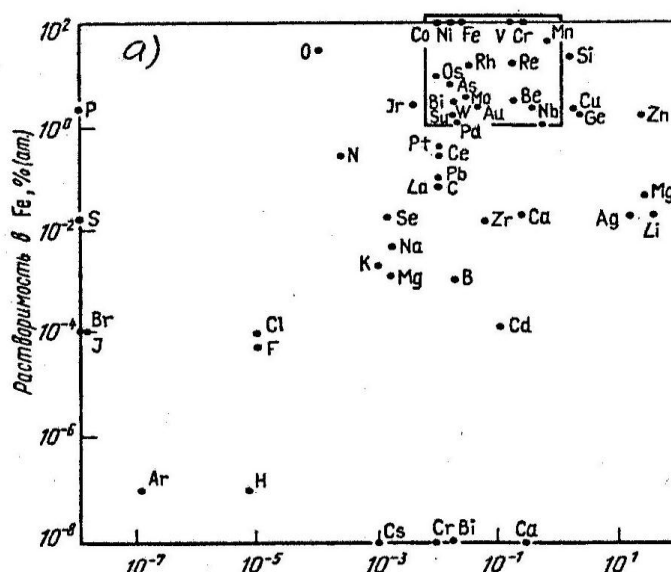


Рис 3.5 Растворимость различных элементов при 680⁰С в алюминии и железе.

На рис. 3.6 приведены результаты исследования влияния некоторых из этих элементов на свойства сплава АК7, содержащего 2% железа. Механические свойства определялись на образцах, отлитых в

металлическую форму, без термической обработки. Переходные металлы вводили в виде чушковой (пунктирные линии) или гранулированной лигатуры (сплошные линии).

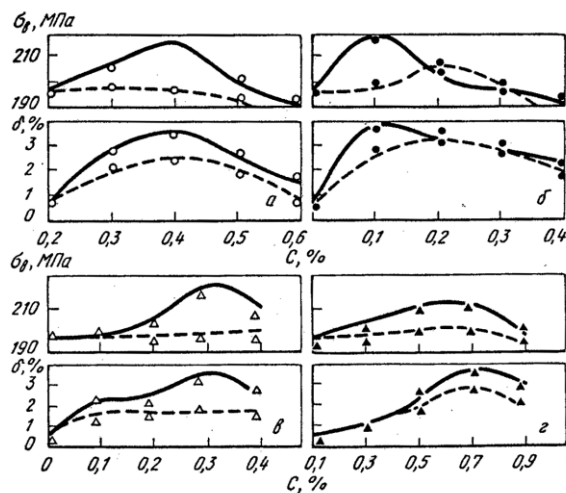


Рис. 3.6 Влияние Cr(а), Mo(б), V(в), Mn(г) на механические свойства сплава АК7 с 2% железа

Видно, что прочностные и пластические свойства после введения добавок существенно возрастают, особенно при введении их в виде гранулированных лигатур. Кроме того применение быстро закристаллизованных лигатур обеспечивает максимальный уровень свойств при меньшем содержании вводимой добавки.

3.3 Сплавы системы Al-Si-Mg

Магний является наиболее распространённым и оказывающим наибольшее влияние на механические свойства легирующим элементов силуминов. Взаимодействуя с кремнием магний образует интерметаллическое соединение Mg_2Si с высокой микротвёрдостью (4500 МПа) и отношением концентраций $Mg : Si = 1,73$ (рис.3.7)

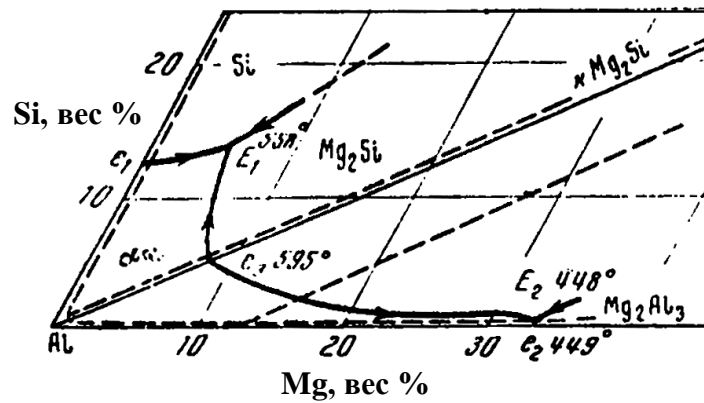


Рис. 3.7 Распределение фазовых областей в системе Al-Si-Mg в твердом состоянии

В системе образуются (рис. 3.8) двойные и тройные эвтектики, кристаллизующиеся по нонвариантным реакциям, приведённым в табл.3.2

Соединения Mg_2Si делит систему Al-Si-Mg на 2 самостоятельные части Al- Mg_2Si -Si и Al- Mg_2Si - Mg_5Al_8 .

Растворимость Mg_2Si в твёрдом алюминии уменьшается с понижением температуры, что и обеспечивает возможность упрочнения сплавов под влиянием термической обработки.

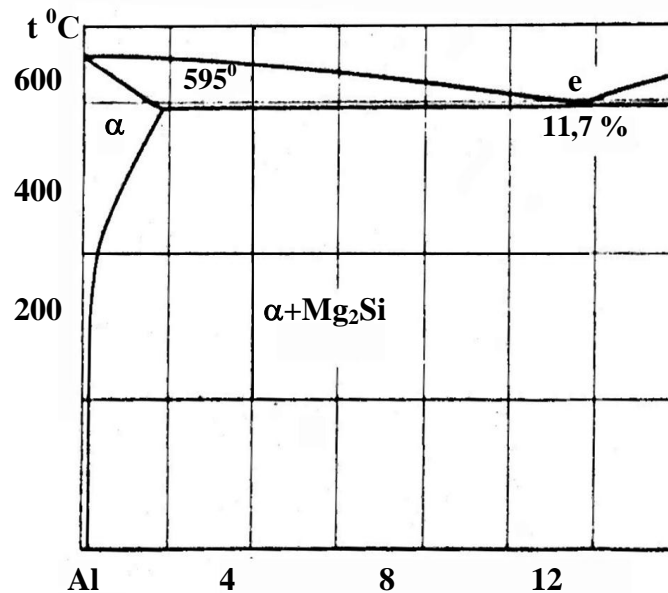


Рис 3.8 Квазибинарный разрез системы Al – Mg_2Si

Таблица 3.2

Нонвариантные реакции в системе Al-Si-Mg

Точки реакций (см. рис.3.7)	Реакция	Содержание элементов, %				Температура, °C
		эвтектика		Al-твёрдый раствор		
		Mg	Si	Mg	Si	
e ₂	Ж→Al+Mg ₅ Al ₈	34,0	-	17,4	-	450
E ₂	Ж→ Al+Mg ₅ Al ₈ +Mg ₂ Si	32,0	0,37	15,3	0,05	449
e ₃	Ж→ Al+Mg ₂ Si	8,15	7,75	1,17	0,68	595
E ₁	Ж→ Al+Mg ₂ Si+Si	4,96	12,95	0,85	1,10	555
e ₁	Ж→Al+Si	-	12,5	-	1,65	577

Соединение Mg₂Si имеет кубическую решётку с параметром $a=6,35\div 6,40\text{Å}$, который сильно отличается от параметра решётки алюминия ($a_{\text{Al}}=4,041\text{Å}$); его температура плавления равняется 1087°C , плотность – 1880кг/м^3 . Большая разница в размерах кристаллических решеток алюминия и интерметаллида Mg₂Si способствует тому, что распад закалённого твёрдого раствора протекает с образованием промежуточных стадий старения: зоны Гинье-Престона игольчатой формы→упорядочение структуры в зонах игольчатой формы (образование ЗГП2)→ превращение ЗГП в метастабильную фазу (β') → переход β' в стабильную фазу β (Mg₂Si) →коагуляция и укрупнение частиц β-фазы. Зоны игольчатой формы имеют диаметр около 60Å , длину порядка $200\text{-}1000\text{Å}$ и плотность выделений порядка $3\cdot 10^{15}$ в 1 см^3 . При дальнейшем старении иглы увеличиваются в размерах, превращаются в стерженьки, стехиометрическое соотношение атомов Mg : Si приближается к 2 (соответствует соединению Mg₂Si). Внутри зон устанавливаются связи между атомами Mg и Si и формируется кристаллическая решётка метастабильной фазы β'. Жёсткая связь этой фазы с матрицей обуславливает возникновение областей упруго деформированного состояния, поэтому решётка β' сильно искажена. На этой стадии старения достигается наиболее высокий уровень прочностных свойств. Дальнейшее старение ведёт к превращению метастабильной β'-фазы в стабильную β (Mg₂Si) с образованием границ раздела между β-фазой и матрицей. При этом возрастает поверхностная энергия системы и,

соответственно, уменьшается объёмная энергия упругодеформированного состояния. Прочностные характеристики уменьшаются, пластические свойства возрастают. Большое количество фазы Mg_2Si (более 1%) создаёт при закалке большое пересыщение твёрдого раствора, что приводит к выделению ЗГП при нормальных температурах. Искусственное старение таких сплавов ведёт к росту имеющихся ЗГП, при этом подавляется образование новых ЗГП. В конечном итоге это ведёт к огрублению частиц β' фазы, уменьшению плотности их выделений и снижению прочности сплава. В связи с этим в состав конструкционных силуминов вводится сравнительно небольшое количество магния (не более 0,6%). Но даже такое количество магния позволяет за счёт термической обработки повышать прочностные свойства силуминов не менее чем на 40-50% по сравнению с двойным силумином.

Оба легирующих элемента (Si и Mg) способствуют снижению пластических свойств, поэтому по содержанию кремния конструкционные силумины общего назначения относятся к доэвтектическим сплавам, причём чем больше в сплаве магния, тем меньше кремния.

Типичными представителями и наиболее широко применяемыми сплавами системы Al-Si-Mg являются сплавы АК7ч (АЛ9) и АК9ч (АЛ4) и их производные, обладающие более высокими прочностными характеристиками (табл. 3.3)

В соответствие с диаграммой состояния Al-Si-Mg (рис. 3.7) структура сплавов в литом состоянии должна включать: небольшое количество первичных кристаллов α -твёрдого раствора, эвтектику Al-Si и Al-Si- Mg_2Si , различное количество железосодержащих фаз, а в сплавах АК7пч (Ал9-1), АК8л (Ал34) и АК9пч (Ал4-1), возможно присутствие $TiAl_3$.

Таблица 3.3

Химический состав системы Al-Si-Mg, имеющих наибольшую прочность

№ п/п	Марка сплава	Вид продукции	Химический состав, %					
			легирующие			Fe, не более		
			Mg	Si	прочие	З,В	К	Д
1	АК 7ч (АЛ 9)	чушка	0,25-0,45	6,0-	-	0,5	0,5	0,5
		отливка	0,2-0,4	8,0		0,6	1,0	1,5

2	АК 7 пч (АЛ 9-1)	чушка отливка	$\frac{0,25-0,45}{0,25-0,40}$	7,0- 8,0	$\frac{\text{Ti}}{0,08}$ 0,15	0,3	0,4	0,5
3	АК8Л (АЛ34)	чушка отливка	$\frac{0,40-0,60}{0,35-0,55}$	6,5- 8,5	$\frac{\text{Ti}}{0,1}$ 0,3 Be 0,15-0,4	$\frac{0,5}{0,6}$	$\frac{0,5}{0,6}$	-
4	АК 9ч (АЛ4)	чушка отливка	$\frac{0,2-0,35}{0,17-0,30}$	8- 10,5	Mn 0,2-0,5	$\frac{0,5}{0,6}$	$\frac{0,5}{0,9}$	$\frac{0,5}{1,0}$
5	АК 9пч (АЛ 4-1)	чушка отливка	$\frac{0,25-0,35}{0,23-0,3}$	9- 10,5	Mn 0,2-0,35 Ti 0,08 0,15	0,3	0,3	0,3

Примечания:

- Буквы «ч» и «пч» означают чистый и повышенной чистоты; л – литейный;
- буквы З, В, К, Д означают литьё в песчаные формы, по выплавляемым моделям, в кокиль и под давлением соответственно.

Во всех приведённых в табл.3.3 сплавах содержание Mg_2Si не превышает 1,0% (максимальное количество в отливках для сплава АК 8л-0,87%), поэтому при температуре закалки 535°C фаза Mg_2Si полностью переходит в твёрдый раствор. Предельная растворимость её при этой температуре составляет 1,2-1,3%, скорость растворения её при этой температуре очень большая, поэтому выдержку тонкостенных отливок, полученных в металлических формах можно свести к 2 часам. Для толстостенных отливок, полученных в песчаной форме применяются более длительные выдержки, но, как правило, не превышающие 6 час. В закалённой структуре остаются α -твёрдый раствор, железосодержащая фаза, укрупненный и сфероидизированный кремний и фаза TiAl_3 . Закалка производится в холодную или подогретую воду.

Старение производится при температуре $150-175^\circ\text{C}$ с выдержкой в течение 3-5 часов. Этот режим обеспечивает получение высокой прочности при вполне удовлетворительной пластичности. Распад

закалённого твёрдого раствора протекает по рассмотренной выше схеме и заканчивается на стадии образования ЗГП и метастабильной фазы β^1 .

Хотя концентрация кремния в силумине мало влияет на растворимость фазы Mg_2Si , увеличение его количества благоприятно сказывается на форме выделений этой фазы, что приводит к повышению механических свойств. Предполагается, что повышение концентрации Si влечёт за собой увеличение дефектов структуры, которые могут служить центрами зарождения фазы β^1 .

Сплав АК7ч (АЛ9) является аналогом американского сплава А356, разработанного фирмой Алкоа в 1937 году. В состоянии Т5 сплав обеспечивает получение $\sigma_b > 200$ МПа и $\delta > 2,0\%$.

Сплав АК9ч (АЛ 4) по химическому составу отличается от сплава АК7ч (АЛ 9) лишь несколько повышенным содержанием Si, уменьшенным содержанием Mg и присутствием Mn. Этот сплав был разработан в СССР И.Ф. Колобнёвым и Е.М. Ноткиным и внедрён в серийное производство в 1937 году. К достоинствам сплава следует отнести более высокие механические свойства. В состоянии Т6 обеспечивается: $\sigma_b > (225-235)$ МПа и $\delta > 2-3\%$.

Также как в двойных силуминах в сплавах Al-Si-Mg всегда присутствует железо, содержание которого соизмеримо или даже больше содержания магния. Оба этих элемента снижают пластические свойства, но по разному влияют на прочностные характеристики. В то время как увеличение содержания Mg резко повышает прочностные свойства, особенно после Т5 или Т6, повышение содержания Fe до 0,3% практически не меняет его, а при больших концентрациях снижает прочность. Обычно для устранения вредного влияния железа в сплавы принято вводить марганец, который способствует превращению пластинчатой формы $\beta(Al, Fe, Si)$ фазы, в разветвлённую, мелкоигльчатую, скелетообразную четверную фазу (Al, Fe, Si, Mn) выделяющуюся в форме «китайского шрифта». Наряду с марганцем в качестве компенсаторов вредного влияния железа в магнийсодержащих силуминах можно использовать также хром, ванадий, молибден и другие переходные металлы. Наиболее благоприятное влияние эти элементы оказывают на сплавы с высоким содержанием железа. В табл. 3.4 приведены свойства отлитых в кокиль

образцов из сплава АК7ч (АЛ9), в состоянии Т5, содержащего 2% Fe и различное количество ванадия.

Таблица 3.4

Влияние ванадия на свойства сплава АК 7ч (АЛ 9), содержащего 2% Fe.

% ванадия	-	0,1	0,2	0,3	0,4
свойства					
σ_b , МПа	191,1	203,8	228,3	238,1	241,1
δ , %	0,8	1,6	3,0	4,1	3,6

Весьма положительный эффект с точки зрения компенсации вредного влияния железа дает также введение в силумины Al-Si-Mg бериллия, который связывает железо в интерметаллическое соединение Al_2Fe_3 , кристаллизующееся в виде компактных, округлых включений. При этом происходит увеличение размеров макрозерна.

Мелкозернистая структура сплавов, легированных бериллием достигается за счёт модифицирования титаном. Построенные по этому принципу сплавы появились в 60^е годы 20-го века в СССР, Англии, США и других странах. Необходимость появления их вызывалась необходимостью сочетания высокой герметичности и прочности отливок. Сплав АК8л (АЛ 34) отличается такими же хорошими литейными свойствами как и АК7ч (АЛ9), но обладает более высокими механическими свойствами. После термической обработки по режиму Т5 он обеспечивает получение:

Способ литья	σ_b , МПа (не менее)	δ , % (не менее)
в кокиль	333	4,0
в песчаные формы	300	2,0

Поэтому сплав может применяться для высоконагруженных деталей, работающих под высоким давлением жидкости или газа.

К недостаткам сплава АК8л (АЛ34) следует отнести высокую стоимость, связанную с дороговизной бериллия, а также с возможностью неблагоприятного влияния его на здоровье работающих. Для исключения этих факторов могут применяться сплавы АК 7пч (АЛ9-1) или АК 9пч

(АЛ4-1), механические свойства которых хотя и несколько ниже чем у сплава АК 8л (АЛ34), но выше чем у их предшественников.

При модифицировании сплавов титаном в первую очередь при кристаллизации выпадает интерметаллическое соединение $TiAl_3$, которое, являясь центрами кристаллизации, обеспечивает резкое измельчение зерна. При этом очень сильно возрастает межзеренная поверхность и, как следствие этого, происходит измельчение и более равномерное распределение вторых фаз, что способствует возрастанию механических свойств.

Резкое измельчение зерна твёрдого раствора и вторых фаз достигается так же введением в сплавы бора и циркония. Модифицирование Ti или Ti совместно с Zr и B наряду с уменьшением размера зерна и вторых фаз оказывает влияние на кинетику распада закалённого твёрдого раствора, способствуя более раннему выделению метастабильной β' – фазы, повышению дисперсности и количества выделений. Связано это с тем, что добавки Ti , B , Zr способствуют повышению концентраций вакансий при закалке, и, следовательно, ускоряют диффузионные процессы и облегчают образование зародышей метастабильной фазы – β' .

Повышение механических свойств наблюдается уже при введении малых добавок этих элементов (табл.3.5).

Таблица 3.5

Влияние Ti , Zr , B на механические свойства сплава $Al\ 8,5\%Si\ 0,4\%Mg$

Содержание добавок, %			Механические свойства (Т 5)		
Ti	Zr	B	σ , МПа	δ , %	НВ, МПа
-	-	-	230	3,2	909
0,15	-	-	264	4,8	964
-	0,060	0,004	277	3,9	964
0,15	0,060	0,004	288	5,2	1050

Общим недостатком всех силуминов системы $Al-Si-Mg$ является их сравнительно низкая жаропрочность. Это объясняется тем, что при повышенных температурах твёрдый раствор Mg и Si в алюминии быстро распадается с образованием стабильной β (Mg_2Si) – фазы, и кремниевая составляющая эвтектики быстро коагулирует и сфероидизируется. Всё это

приводит к быстрому разупрочнению сплавов. В связи с этим детали из этих сплавов могут длительно работать при температурах не выше 150-200⁰С.

3.4 Силумины, легированные магнием и медью.

Для повышения механических свойств силуминов при нормальных и повышенных температурах в их состав наряду с магнием часто вводят медь. Сплавы систем Al-Si-Cu и Al-Si-Mg-Cu образуют в ГОСТ 1583-93 обширную группу, из которой можно выделить доэвтектические, эвтектические и заэвтектические силумины. При этом, если сплавы доэвтектического состава используют в качестве конструкционных материалов, то эвтектические и заэвтектические используют для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания. В связи с этим эвтектические и заэвтектические сплавы этой системы можно рассматривать как сплавы специального назначения и выделить их в отдельную группу «поршневых сплавов». Поэтому в этом параграфе рассмотрим только лишь конструкционные сплавы общего назначения.

Среди этих сплавов значительную группу составляют сплавы получаемые на основе вторичного сырья АК5М2 (АК5М2), АК5М7 (АК5М7), АК5М4 (АК5М4), АК8М3 (АК8М3), АК9М2 (АК9М2), которые содержат большое количество примесей (в частности Fe до (1,2-1,4)%, а сумму примесей до (2,7-4,2)%).

Естественно, что ожидать высоких механических свойств для таких сплавов при нормальных температурах не приходится. Требуемый уровень прочностных свойств не превышает (130-200)МПа, а относительного удлинения – (0,5-1,0)%. Поэтому они применяются для неответственных малонагруженных изделий.

В то же время все сплавы, содержащие медь имеют повышенную по сравнению со сплавами Al-Si-Mg жаропрочность и могут длительно работать при температурах 225-275⁰С.

Фазовый состав медистых силуминов более сложный, чем у Al-Si-Mg, сплавов. В зависимости от условий кристаллизации структура может содержать фазы: α , Si, $CuAl_2$, Mg_2Si , $W(Al_xMg_5Cu_4Si_4)$, которые образуются при медленной кристаллизации. При литье тонкостенных изделий в металлические формы перитектическая реакция $Ж+Mg_2Si \rightarrow$

$\alpha+W$ может не протекать и фаза $W(Al_xMg_5Cu_4Si_4)$ отсутствует. По уровню литейных свойств и герметичности многие из этих сплавов, почти не уступает сплавам Al-Si-Mg.

Жаропрочность сплавов обеспечивается наличием в структуре устойчивых тугоплавких фаз, которые, кристаллизуясь в тонкой разветвлённой форме, блокируют границы зёрен, и тормозят развитие диффузионных процессов.

Сплавы АК5М (АЛ5) и АК5Мч (АЛ5-1), имея более высокую, чем сплавы АК9ч (АЛ4) и АК7ч (АЛ9) жаропрочность, применяются для средненагруженных корпусных деталей, работающих при повышенных температурах и давлениях до 23 МПа, а также при температурах до 250⁰С (например, головки блока цилиндров двигателей внутреннего сгорания воздушного охлаждения, детали агрегатов и др.) Для деталей, работающих при повышенных температурах применяется термическая обработка по режиму Т7.

Медленность протекания диффузионных процессов, обусловленных присутствием в сплавах значительных количеств меди, обуславливает появление в литой структуре неравновесных эвтектик. Поэтому нагрев под закалку должен быть очень медленным или ступенчатым.

При нагреве сплавов АК5М (АЛ5) и АК5Мч (АЛ5-1) до температуры закалки применяется ступенчатый режим: 1) нагрев до 515⁰С, выдержка 3-7 час; 2) повышение температуры до 525⁰С, выдержка 1-5 час. закалка в воде, имеющей температуру (20-100)⁰С. Отпуск сплавов по режиму Т7 проводится при температуре 230⁰С в течение 3-10 час. В случае применения деталей для работы при более высоких температурах (250-270⁰С) температура отпуска соответственно повышается.

На базе доэвтектических составов системы Al-Si-Cu-Mg построены силумины, которые наряду с самой высокой прочностью и жаропрочностью среди этой группы сплавов имеют отличные технологические свойства. Правда, коррозионная стойкость их ниже, чем у сплавов системы Al-Si-Mg.

Наличие в структуре медистых силуминов таких упрочняющих фаз, как Mg_2Si и $CuAl_2$ делает эти сплавы чрезвычайно чувствительными к упрочнению за счёт термической обработки.

Характер процессов, протекающих при термической обработке Al-Si-Cu-Mg сплавов аналогичен процессам, протекающим в системе Al-Si-Mg и Al-Si-Cu. Закалка сплавов с высоких температур приводит к получению неравновесного твёрдого раствора. Искусственное низкотемпературное старение, приводящее к образованию ЗГП и метастабильных фаз β' и θ' (температура старения 160-180⁰С, длительность 10-15 час), обеспечивает получение максимальных механических свойств. Увеличение температуры старения приводит к уменьшению плотности ЗГП и метастабильных фаз, к появлению стабильных β и θ фаз и укрупнению частиц кремния.

Составы высокопрочных силуминов приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6

Химический состав высокопрочных сплавов системы Al-Si-Cu-Mg (в отливках)

№ п/п	Марка сплава	Легирующие элементы				Fe, % (не более)	
		Si	Cu	Mg	прочие	З, В	К
1	АК 8М (АЛ 32)	7,5-9,0	1,0-1,5	0,3-0,5	Mn=0,3-0,5 Ti=0,1-0,3	0,7	0,8
2	АК8МЗч (ВАЛ8)	7,0-8,5	2,5-3,5	0,2-0,45	Zn=0,5-1,0 Ti=0,1-0,25 B=0,005-0,01 Be=0,05-0,25	0,4	0,4
3	В2616*	6,5-8,5	2,5-3,5	0,15-0,4	Cd=0,05-0,25 Ti=0,1-0,3 B=0,002-0,01 Zr=0,05-0,25	-	-

* Сплав разработан [11], но не включен в ГОСТ 1583-93.

Разработка высокопрочных силуминов основывалась на следующих положениях:

1. Для обеспечения высоких технологических свойств и герметичности отливок в структуре сплава должно быть не менее 50% эвтектики, поэтому содержание кремния должно быть не менее 7-8%.

2. Содержание Mg и Cu должно быть высоким, но не должно превышать предельной растворимости фаз Mg_2Si и $CuAl_2$ при температурах закалки. В связи с этим для получения высоких прочностных

и приемлемых пластических свойств содержание магния не превышает 0,5%, а меди 4,0%.

3. Титан, бор, цирконий оказывают модифицирующее влияние, особенно эффективное при комплексном введении их.

4. Кадмий будучи поверхностно-активным элементом, способствует образованию подвижных комплексов атом меди – вакансия – атом кадмия, изменяет кинетику распада твёрдого раствора при старении. При этом период зарождения ЗПП укорачивается, образование их происходит более интенсивно, плотность их увеличивается. Влияние цинка на упрочнение сплава АК8МЗч (ВАЛ8) объясняется исключительно увеличением степени легированности твёрдого раствора, так как никаких интерметаллидных фаз с другими элементами он не образует и не участвует в процессе дисперсионного упрочнения.

Наиболее вредной примесью для этих сплавов, как и для рассмотренных ранее сплавов, является железо. Поэтому введение Mn и Ве оправдано как элементов, уменьшающих вредное влияние железа. Наиболее высокие прочностные свойства сплавов достигаются в состояниях Т5, Т6.

Достигнутый уровень механических свойств приведён по данным [11] в табл. 3.7

Таблица 3.7

Механические свойства высокопрочных медистых силуминов при нормальных температурах

Марка сплава	Способ литья	Вид термообработки	Механические свойства		
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АК8МЗч (ВАЛ8)	Кокиль	Т4	370	250	7,0
	То же	Т5	430	360	5,0
В2616	Песчаная форма кокиль	Т6	350	300	2,5
		Т6	430	370	3,0

Видно, что на свойства сплавов помимо режима термообработки большое влияние оказывает и способ литья. Более высокие скорости охлаждения (литьё в кокиль) обеспечивают получение более высоких механических свойств.

Сплав АК8МЗч (ВАЛ8) разработан как заменитель целой гаммы медистых силуминов, которые выпускались по ГОСТ 2685 или ТУ.

Необходимо отметить сравнительно низкий гарантируемый запас механических свойств сплава АК8МЗч (ВАЛ8), который характеризуется разницей между максимально возможными в реальных условиях (табл.3.7.) и гарантируемыми по ГОСТ 1583-93. Поэтому требуется высокая технологическая дисциплина получения отливок.

Колебания Si, Be, Ti, В в пределах марочного состава не оказывают существенного влияния, Cu и Zn желательно держать на верхнем уровне. Сильное влияние оказывает магний, желательно, чтобы его содержание укладывалось в пределы 0,2-0,3%.

Лучшие результаты по модифицированию Si достигнуты при замене Na на Sb. При модифицировании Na по границам зёрен развивается пористость. Введение взамен Na 0.05-0.1% Sb позволяет повысить σ_B на 45-50 МПа, а относительное удлинение с 4-4,5% до 6-7%. При большем содержании сурьмы структура огрубляется.

Крайне отрицательное влияние на свойства оказывает перегрев сплава. Получасовая выдержка при 800⁰С снижает σ_B почти на 20%, а удлинение вдвое. Объясняется этот факт уменьшением в расплаве структурных микрогруппировок (кластеров), которые оказывают влияние на образование центров кристаллизации. С этой точки зрения весьма полезным является применение в шихте 40-60% предварительно приготовленного сплава по сравнению со 100% свежих материалов.

3.5 Поршневые литейные сплавы

Хотя первый патент на заэвтектические силумины был выдан в Германии ещё в 1924 году они начали использоваться только после 1940 года, когда было открыто явление модифицирования первичных кристаллов кремния добавками фосфора.

Увеличение работоспособности двигателей внутреннего сгорания напрямую связано с физико-механическими и эксплуатационными свойствами сплавов, которые применяются для изготовления поршней. Состав этих сплавов в значительной мере определяется условиями работы, основными из которых являются:

1. В большинстве случаев поршень находится в чугунном блоке или чугунной гильзе блока цилиндров. При работе происходит нагрев поршня и блока, поэтому они должны иметь близкие *коэффициенты термического расширения* (КТР). КТР алюминия равен $24,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, а КТР железа – $(11-13) \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, т.е. примерно в 2 раза меньше, чем у алюминия.

Кроме того цикличность нагрева поршня также обуславливает необходимость малого КТР для того, чтобы уменьшить величину напряжений и обеспечить стабильность работы. Это заставляет применять в качестве легирующих элементы, способные уменьшить КТР алюминия.

Легирующие элементы по разному влияют на КТР алюминия. Магний и марганец повышают, а Cu, Si, Ni, Fe снижают КТР алюминия, причём влияние кремния проявляется в большей мере, чем влияние меди. КТР кремния, равный $4,15 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, почти в 6 раз меньше КТР алюминия. Учитывая гетерогенность структуры сплавов Al-Si КТР их аддитивно уменьшается по мере увеличения концентрации кремния. Наряду с этим положительное влияние кремния на технологические свойства делает его основным легирующим элементом для поршневых сплавов и содержание его меняется от 11 до 22%.

2. В процессе работы поршень воспринимает значительные динамические нагрузки, меняющиеся по величине и знаку в течение каждого цикла.

При этом возникают напряжения, особенно значительные в местах их концентрации, которыми являются канавки, выступы и т.д. При этом следует иметь ввиду, что работа поршня происходит при высоких температурах, которая также меняется в течение цикла. В этих условиях важной характеристикой сплава является усталостная прочность.

В материале с гетерогенной структурой при переменных нагрузках возникают напряжения, величина которых различна для каждой структурной составляющей. Чем твёрже включения, выше его модуль нормальной упругости, тем большие напряжения образуются в нём.

В мягкой составляющей с низким модулем упругости и высокой пластичностью напряжения не велики. С увеличением числа циклов накапливающиеся напряжения в пластичной составляющей релаксируются

за счёт пластической деформации, а в твёрдом они могут превысить предел прочности, приводя к возникновению трещины.

Установлено, что в длительно работающих при переменных нагрузках деталях из силумина трещина начинается в твёрдых кристаллах кремния, затем распространяется в зону твёрдого раствора. Обычно магистральная трещина проходит по линии, соединяющей первичные кристаллы кремния.

Развитие некоторых трещин, начинающихся в кристаллах кремния, останавливается внутри дендритов твёрдого раствора. В связи с этим, чем мельче включения первичных кристаллов кремния и более легирован α -твёрдый раствор, тем выше усталостная прочность. Уменьшение размеров первичных кристаллов кремния достигается за счёт модифицирования. Легированность твёрдого раствора достигается введением в состав сплава Mg и Cu.

3. При работе сопряжённой пары поршень – чугунное поршневое кольцо часто причиной, которая ограничивает долговечность автотракторных двигателей является их абразивный износ. В качестве абразивных частиц выступают как внешние частицы, вносимые со смазкой, так и сами продукты износа (выкрошившиеся частицы кремния и интерметаллидных фаз). Суть абразивного износа заключается в царапании и вырыве материала чугунного кольца и силуминового поршня твёрдыми частицами, находящимися в контактной зоне.

Повышенный износ немодифицированных заэвтектических силуминов связан с разрушением крупных кристаллов первичного кремния и увеличения таким образом количества абразивных частиц, которые увеличивают также износ чугунного кольца. Кроме того, чем крупнее кристаллы первичного кремния тем больше промежутки твёрдого раствора между ними, которые легко царапаются абразивными частицами. Именно уменьшением промежутков α – твёрдого раствора между кристаллами первичного кремния следует объяснить повышение износостойкости силумина с повышением концентрации кремния.

4. Высокая температура продуктов сгорания топлива, которое в момент сжатия и воспламенения смеси может достигать 2000°C , приводит к разогреву днища поршня. Для быстрого отвода тепла и снижения

температуры материал поршня должен иметь возможно более высокую теплопроводность.

Уменьшение размеров первичных кристаллов кремния за счёт модифицирования позволяет повысить теплопроводность силуминов примерно на 10%. Для повышения жаропрочности в состав сплава вводят медь, никель, хром, титан.

С учётом такого разнообразного комплекса свойств поршневые сплавы являются наиболее сложно легированными силуминами, которые содержат много легирующих элементов вводимых в больших количествах (табл. 3.8).

Таблица 3.8

Составы поршневых силуминов в отливках

Марка сплава	Легирующие элементы, %					Fe, % не более
	Mg	Si	Mn	Cu	прочие	K
AK12MMgH (AL30)	0.8-1.3	11-13	-	0.8-1.5	Ni 0.8-1.5	0.7
AK12M2MgH (AL25)	0.8-1.3	11-13	0.3-0.6	1.5-3.0	Ti 0.05-0.20 Ni 0.8-1.3	0.8
AK21M2,5H2,5 (BKJLC – 2)	0.2-0.5	20-22	0.2-0.4	2.2-3.0	Ti 0.1-0.3 Ni 2.2-2.8 Cr 0.2-0.4	0,9

Легирование Cu, Mn, Ni, Cr, Ti способствует значительному повышению жаропрочности. Она обеспечивается повышением степени легированности твёрдого раствора элементами имеющими низкий коэффициент диффузии (Cu, Mn), а также упрочнением границ зёрен частицами интерметаллидных фаз ($Al_xMg_5Cu_4Si_4$, Al_6Cu_3Ni , $TiAl_3$ и др), которые до 300⁰С практически не взаимодействуют с твёрдым раствором. Часто поршни проходят термическую обработку по режиму T1, который

исключает закалку, так как последняя приводит к коагуляции и сфероидизации кремния и нарушению сплошности каркаса интерметаллидных фаз по границам зёрен.

Существенное повышение надёжности и долговечности работы поршневых сплавов достигается путём модифицирования и микролегирования

В зарубежной литературе встречаются указания на возможность использования заэвтектических силуминов для отливки цельных (без чугунных гильз) блоков цилиндров. В Германии для этой цели рекомендуется сплав, которому присвоена марка Reynolds-390, имеющий состав, %:

Si	Cu	Mg	Fe
16-18	4-5	0.45-0.65	0.6-1.1

При литье в песчаные формы содержание Fe не должно превышать 0.4%.

Отмечается, что сплав имеет низкий коэффициент линейного расширения, высокие износостойкость, статическую и динамическую прочность при повышенных температурах, теплопроводность и литейные свойства.

Для обеспечения малого износа применяется специальная подготовка поверхности (технология не раскрывается), которая заключается в последовательно выполняемых операциях механической, химической и электролитической обработок и позволяет раскрыть первичные кристаллы кремния так, что они оформляют рабочую поверхность блока цилиндров. Этот сплав используется фирмой Шевроле уже несколько десятков лет.

3.6 Цинковистые силумины

Цинк характеризуется чрезвычайно высокой растворимостью в алюминии, однако двойные Al-Zn сплавы в настоящее время не применяются, хотя упрочнение, достигаемое при 20-25% Zn значительно, а А.А. Бочвар и З.А. Свидерская еще в 1945 году обнаружили явление сверхпластичности. Сверхпластичность была ими обнаружена на

закалённом сплаве Al+20%Zn при температурах (100-300)⁰С. При этом твёрдость сплава резко снижалась и оказывалась ниже твёрдости исходных чистых металлов, а относительное удлинение составляло около 200%. Отсутствие разрушения при сверхпластичности авторы связывают с «залечиванием» образующихся микротрещин путём массового перехода в них атомов вещества за счёт растворно-осадительного механизма, т.е. растворению вещества в одних местах и выделению в других.

В то же время двойные сплавы, Al-Zn склонны к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением. В связи с этим цинк применяется как дополнительный легирующий элемент в системах Al-Si, Al-Mg, Al-Si-Mg, Al-Cu-Mg.

В алюминиевом угле тройной системы Al-Si-Zn ни двойных ни тройных соединений не образуется, поэтому структура тройных сплавов практически не отличается от двойных силуминов. Единственное отличие заключается в том, что твёрдый раствор на основе алюминия содержит большое количество цинка. Особенностью твёрдого раствора является то, что распад его при охлаждении отливок происходит не полностью, т.е. происходит как бы закаливание после литья. При обычных скоростях охлаждения отливок цинк в виде самостоятельной фазы обнаруживается только при содержаниях его более 15%. Благодаря высокой легированности цинком твёрдый раствор получает упрочнение, поэтому сплавы Al-Si-Zn имеют достаточно высокие свойства в литом, без термической обработки, состоянии. Некоторое повышение прочностных свойств достигается за счёт дополнительного легирования магнием.

Состав сплава АК7Ц9(АЛ11), разработанный в начале 40^х под руководством академика А.А. Бочвара следующий:

Si	Zn	Mg	Al	Fe	∑ примесей
6,0-8,0	7,0-12,0	0,1-0,3	основа	ПФ – 0,7 К – 1,2 Д – 1,5	1,5

При таком содержании сплав в литом (без термической обработки) состоянии обеспечивает предел прочности не менее 200МПа при удлинении не менее 1-2%.

Увеличение прочностных свойств цинковистых силуминов вызывается не только за счёт легированности твёрдого раствора, но также за счёт фазового наклёпа возникающего при выделении цинка из твёрдого раствора. Наиболее высокие свойства имеют отливки, залитые в кокиль.

Несмотря на ряд положительных качеств существующие в ГОСТ 1583-93 цинковистые силумины находят весьма ограниченное применение, так как уровень прочностных свойств их явно недостаточен.

Ограничение содержания Fe до 0.5%, дополнительное легирование медью и некоторое изменение соотношения между Si и Zn позволило на сплаве среднего состава АК8Ц7М0,6 Mg 0,2 гарантировано получать в литом состоянии $\sigma_B \geq 240$ МПа и $\delta > 4$; %.

Этот уровень свойств примерно соответствует свойствам сплава АК7ч (АЛ9) достигаемым после полной термической обработки.

В связи с этим оправданным применение сплавов Al-Zn-Si является в том случае, когда требуются повышенные прочностные свойства, но нет возможности для проведения термической обработки. Кроме этого целесообразно применение цинковистых силуминов для литья под давлением. Если при этом содержание Fe не превышает 0,1%, а сплав имеет повышенное содержание Zn и модифицирован Ti, Zr, В и Ве, то прочностные свойства возрастают ещё сильнее. Например, на сплаве АЛ11м состава:

Si	Zn	Mg	Cu	Ве	Ti	Zr	В	Fe
8,0	15,1	0,82	0,78	0,03	0,07	0,06	0,04	<0,1

Н.Н. Белоусов с сотрудниками получал на образцах, вырезанных из отливки, изготовленной литьём под давлением следующие свойства:

- В литом состоянии
 $\sigma_B=337$ МПа; $\sigma_{0,2}=239$ МПа; $\delta=1,4$ %
- После термической обработки (Т6)
 $\sigma_B=375$ МПа; $\sigma_{0,2}=323$ МПа; $\delta=1,4$ %.

4. ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ.

Бурное развитие в 40-50^е годы 20 века реактивной авиации и ракетной техники потребовало применение новых материалов. Широкие исследования в этот период сплавов на основе твёрдых растворов с целью использования их в качестве литейных привело к созданию высокопрочных магналиевых сплавов (система Al-Mg) и жаропрочных и высокопрочных сплавов на основе системы Al-Cu-Mn-Ti.

4.1 Сплавы системы Al-Mg (магналии).

Магналиевые сплавы по сравнению с силуминами имеют ряд преимуществ:

1. В связи с тем, что плотность магния ($\gamma_{Mg}=1740 \text{ кг/м}^3$) почти в 1,5 раза меньше плотности алюминия легирование алюминия магнием приводит к уменьшению плотности сплавов. В связи с этим замена силуминов на магналиевые сплавы приводит к облегчению конструкций;

2. Будучи сплавами на основе твёрдого раствора они в закаленном состоянии имеют гомогенную структуру, что способствует более высокой коррозионной стойкости и обеспечивает высокие пластические свойства. Последнее обстоятельство позволяет применять эти сплавы для тяжёлонагруженных деталей, работающих в условиях динамических нагрузок.

3. основной причиной высокой коррозионной стойкости Al-Mg сплавов в растворах хлористых солей, морской среде и щелочных растворах считается образование на поверхности изделия плотной гидратной плёнки, замедляющей дальнейший коррозионный процесс. Вместе с тем, сплавы Al-Mg проигрывают силуминам в отношении литейных свойств (жидкотекучесть, горячеломкость, склонность к пористости). Кроме того, магний является высокореакционным металлом, поэтому наличие его в сплавах в больших количествах усложняет процессы плавки и литья. В связи с этим применение сплавов Al-Mg целесообразно тогда, когда силумины не могут обеспечить требуемый комплекс свойств. Диаграмма состояния системы Al-Mg относится к

эвтектическому типу с ограниченной растворимостью магния в алюминии (рис. 4.1).

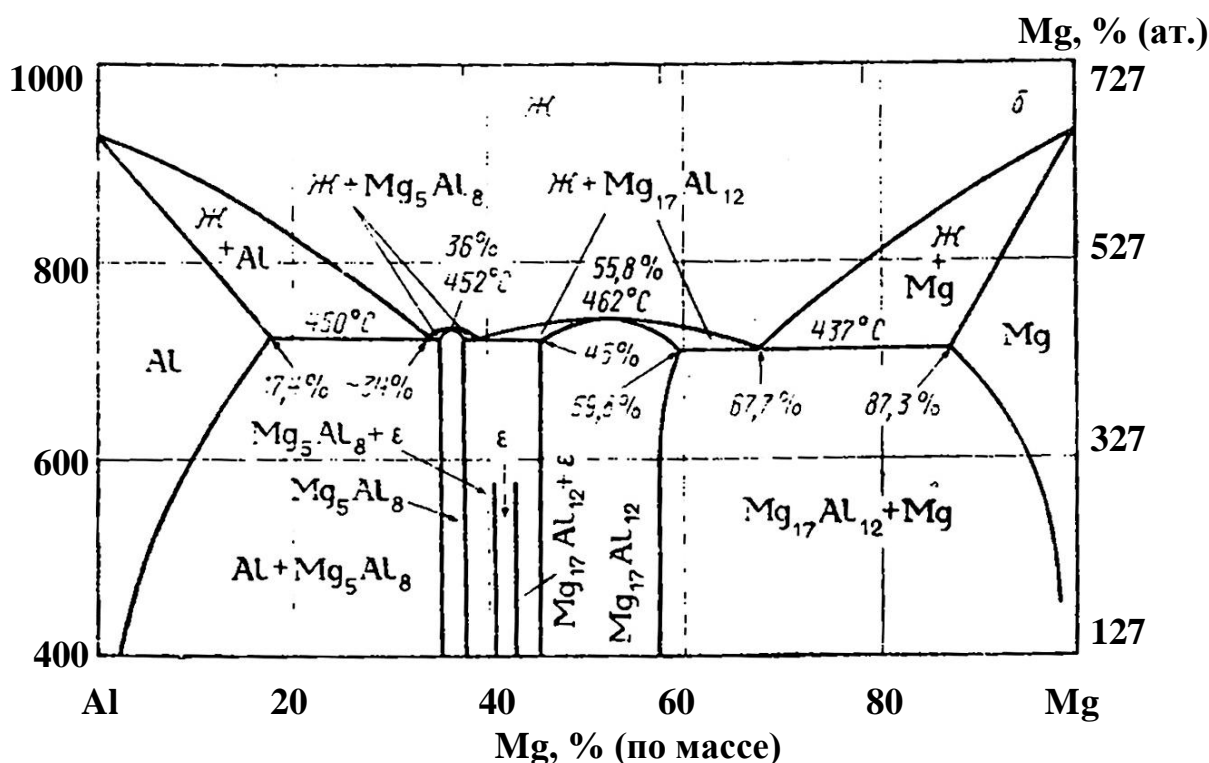


Рис. 4.1 Диаграмма состояния Al – Mg*

* β - является фазой переменного состава и в разных работах обозначается как: Al_3Mg_2 , Al_4Mg_3 и Al_8Mg_5

Эвтектика содержит 33% Mg, кристаллизуется при $450^{\circ}C$ и состоит из α – твёрдого раствора Mg в Al и интерметаллидной фазы β (Al_8Mg_5) со сложной ГЦК – решёткой.

Приводимая в некоторых работах температура эвтектики в системе Al-Mg, равная $449^{\circ}C$, объясняется, вероятно, чистотой использованных материалов. При наличии примесей возможно образование сложных эвтектик. По мнению [8], бинарная эвтектика α+ Mg_5Al_8 плавится при $450^{\circ}C$, тройная α+ Mg_5Al_8 + Mg_2Si при $449^{\circ}C$, а четверная α+ Mg_5Al_8 + Mg_2Si + $FeAl_3$ при $448^{\circ}C$. Al с Mg образуют обширную область α – твёрдого раствора, растворимость Mg в котором понижается с 17,4% при $449^{\circ}C$ до 1,4% при комнатной температуре. Такое изменение растворимости с температурой создаёт предпосылки для управления структурой и, следовательно, свойствами с помощью термической

обработки. Растворение магния в алюминии вызывает достаточно сильное увеличение параметра кристаллической решётки (каждый % Mg увеличивает её на $0,0052\text{\AA}$), поэтому следует ожидать существенного повышения прочностных характеристик.

В литом состоянии прочностные свойства увеличиваются при повышении содержания Mg до 6-8% при одновременном снижении пластических свойств. Абсолютные их значения зависят от содержания Fe и Si, являющихся вредными примесями, которые, как порознь так и совместно, существенно снижают пластические свойства. Для сплавов технической чистоты (содержание Fe и Si по 0,5% каждого) временное сопротивление разрыву составляет при 6-8% Mg около 250МПа при относительном удлинении 5-7%, в то время как для сплавов приготовленных на алюминии высокой чистоты соответствующие свойства равны: $\sigma_b=260-270\text{МПа}$ и $\delta=9-12\%$.

Литая структура сплавов с 6-7% почти не содержит β – фазы, поэтому эффект термической обработки невелик и сплавы применяются в литом состоянии. При большем содержании магния в структуре появляется большое количество хрупкой β – фазы, что приводит к снижению механических свойств в литом состоянии.

Высокотемпературная выдержка таких сплавов приводит к растворению β – фазы, а закалка в горячую воду позволяет получить структуру α – раствора без β – фазы.

Предполагается, что процесс старения протекает в следующей последовательности: зоны, обогащенные магнием, \rightarrow неравновесная β' \rightarrow равновесная β фаза, причём в первую очередь наблюдается распад по границам зёрен. Появление на границах зёрен β – фазы отрицательно сказывается на механических свойствах и коррозионной стойкости сплавов. Поэтому сплавы Al-Mg, содержащие более 8-9% Mg применяются только в состоянии T4. При этом сплавы с высоким содержанием магния (9-11%) в закалённом состоянии имеют высокие механические свойства. Длительная эксплуатация сплавов с более высоким содержанием Mg (более 11%) приводит к охрупчиванию их из-за протекания процессов естественного старения (табл.4.1)

Приведённые данные свидетельствуют о том, что с увеличением содержания магния склонность сплавов к естественному старению возрастает, что сопровождается возрастанием предела текучести и предела прочности и резким падением относительного удлинения. По этой причине в состав сплавов с содержанием магния 9-11% следует вводить элементы, замедляющие процесс естественного старения, а эксплуатировать изделия из них при температурах, не превышающих 80⁰С.

Таблица 4.1

Влияние естественного старения на механические свойства Al-Mg сплавов

№	Содержание Mg, %	После закалки			После закалки и 11 лет выдержки		
		$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1	5,3	110	160	5,0	100	180	6,0
2	10,7	190	360	20,0	350	400	2,0
3	14,4	220	350	9,0	360	400	0,6

Для этого применяются элементы, оказывающие одновременно модифицирующее влияние, такие как Ti, Zr, Mo. В полном соответствии с эффектом измельчения зерна находится изменение механических свойств. Результаты, приведённые [13] показывают, что комплексное модифицирование сплава Al + 10,5%Mg, приготовленного на основе алюминия высокой чистоты, путём введения 0,1% Mo и обработки расплава K_2ZrF_6 позволяет повысить σ_b с 293 до примерно 425 МПа, предел текучести со 176 до 216 МПа и относительное удлинение с 14 до 23%. Стабилизацию твёрдого раствора под влиянием добавок – модификаторов можно, по всей видимости объяснить двумя причинами.

Первая заключается в том, что измельчение зерна может сопровождаться измельчением строения дендритов (что является доказанным в случае с Zr). При этом выделяющаяся при кристаллизации в междоузлиях дендритов β – фаза становится более дисперсной. В связи с этим высокотемпературная выдержка при температуре закалки обеспечивает более полную гомогенизацию сплава, устраняя концентрационную неоднородность по границам зёрен.

Вторая возможная причина заключается в связывании добавкой вакансий. Энергия примесей, атомные размеры которых больше атомного размера алюминия, минимальна, если они связаны с вакансиями. В связи с этим уменьшается число свободных вакансий и замедляется диффузия атомов магния в алюминиевом твёрдом растворе.

Кроме модифицирующих добавок Ti, Zr, Mo в состав некоторых сплавов вводится Be, который выполняет роль технологической добавки, уменьшающей скорость окисления расплавов Al-Mg сплавов. На поверхности Al-Mg расплавов, содержащих более 1% Mg, образуется рыхлая окисная плёнка MgO, имеющая поры, трещины. Такая плёнка, в отличие от плёнки Al₂O₃, не обладает защитными свойствами. Кислород атмосферы беспрепятственно поступает к поверхности расплава, скорость окисления остаётся высокой в течение длительного времени. Бериллий образует окисел BeO, который, являясь плотным и прочным, «залечивает» поры и трещины в плёнке MgO. Введение нескольких сотых долей процента Be уменьшает скорость окисления в десятки раз. Примеси Fe и Si приводят к снижению механических свойств, а примеси Fe, Cu, Zn, Ni отрицательно влияют на коррозионную стойкость сплавов. В связи с этим в большинстве Al-Mg сплавов, как суммарное содержание примесей, так и содержание Fe допускается меньшим, чем в силуминах.

В наиболее высокопрочных сплавах, например, АМгблч (АЛ23-1) и АМг10ч (Ал27-1) содержание Fe и Si не должно превышать 0.05% каждой, а суммарное содержание примесей – не более 0,2%. Естественно, что для приготовления таких сплавов должны применяться более чистые, а следовательно, и более дорогие шихтовые материалы.

Составы некоторых Al-Mg сплавов по ГОСТ 1583-93 приводятся в табл. 4.2

В состав сплава АМг5К (АЛ13) кроме магния входят кремний и марганец. В присутствии Si образуется эвтектика α +Mg₂Si, что способствует улучшению литейных свойств, особенно, повышению трещиностойкости сплавов.

Влияние Si на трещиностойкость сплава Al - 7%Mg, определённую по пробе ВИАМ (кольцевая проба, разработанная Спектровой С.И., Лебедевой Г.В.) приведено в табл. 4.3

Видно, что трещиностойкость наиболее эффективно повышается при введении Si до 0,5%.

Таблица 4.2

Составы Al-Mg сплавов по ГОСТ 1583-93

Марка сплава	Состав, %					Примесей, % не более	
	Mg	Ti	Zr	Be	прочие	Fe, Si	всего
АМг5К (АЛ 13)	4,5-5,5	-	-	-	Si=0,8-1,3; Mn=0,1-0,4	Fe 0,5/0,5/1,5	0,6/0,6/1,8
АМг5Мц (АЛ28)	4,8-6,3	0,05 0,15	-	-	Mn=0,4-1,0	Fe 0,3/0,4/0,5 Si 0,3	0,5/0,6/0,7
АМг6л (АЛ23)	6,0-7,0	0,05 0,15	0,05- 0,20	0,02- 0,10	-	Fe 0,2 Si 0,2	0,5
АМг6лч (АЛ23-1)	6,0-7,0	0,05 0,15	0,05- 0,20	0,02- 0,10	-	Fe 0,05 Si 0,05	0,2
АМг10 (АЛ27)	9,5-10,5	0,05 0,15	0,05- 0,20	0,02- 0,10	-	Fe 0,5 Si 0,2	0,5
АМ10ч (АЛ27-1)	9,5-10,5	0,05 0,15	0,05- 0,20	0,02- 0,10	-	Fe 0,05 Si 0,05	0,2
АМг11 (АЛ22)	10,5- 13,0	0,05 0,15	-	0,03- 0,07	Si=0,8-1,2	0,5/1,0/1,2	

Примечания: 1. Составы в чушках и отливках различаются только по содержанию примесей;

2. Содержание примесей приведено для отливок;

3. Для сплавов АМг5к (АЛ 13) и АМг5Мц (АЛ 28) содержание Fe и примесей приводится при литье в песчаные формы, кокиль и под давлением соответственно. В других сплавах оно одинаково для всех видов литья.

Таблица 4.3

Влияние кремния на трещиностойкость сплава Al – 7% Mg

№ п/п	Содержание Si, %	Максимальная ширина кольца с трещинами, мм
1	следы	22,5
2	0,12	17,5
3	0,50	12,5
4	1,0	10,0

Дальнейшее повышение его до 1,0% хотя и снижает горячеломкость, но менее эффективно. Марганец вводится для компенсации вредного влияния железа. Сплав применяется в литом (без термической обработки) состоянии и имеет низкие механические свойства (при литье в песчаные формы и кокиль $\sigma_B > 147$ МПа и $\delta > 1,0\%$). К достоинствам сплава следует отнести высокую коррозионную стойкость, хорошую свариваемость и повышенную жаропрочность.

Применяется этот сплав в морском судостроении для деталей корпусов приборов, а также для деталей, работающих при температурах 160-200⁰С, например, для головок блока цилиндров двигателей воздушного охлаждения. Отливки можно получать литьём в песчаные формы, кокиль и под давлением.

Сплав АМг5Мц (АЛ 28) имеет высокую коррозионную стойкость и применяется в литом состоянии для деталей трубопроводной арматуры пресной воды, масляных и топливных систем и судовых механизмов, получаемых литьём в песчаные формы, кокиль и под давлением. Рабочие температуры не должны превышать 100⁰С. Механические свойства этого сплава более высокие, чем у сплава АМг5К (АЛ13) и составляют: $\sigma_B > 200$ МПа, $\delta > 3,5-5,0\%$.

Сплав не имеет склонности к язвенной коррозии и коррозии под напряжением и является самым стойким сплавом для работы в движущейся морской воде. Марганец в этом сплаве образует соединение $MnAl_6$, в котором растворяется железо. Более благоприятна форма железомарганцовистого алюминида по сравнению с $FeAl_3$ способствует повышению механических свойств и коррозионной стойкости.

Сплавы АМг6л (АЛ23) и АМ6лч (АЛ23-1) могут применяться как в литом состоянии, так и после термической обработки по режиму Т4, причём можно получать сварно-литые конструкции. Прочность сварных соединений, полученных аргоно-дуговой сваркой составляет 80-90% от прочности основного материала. Сваркой можно получить агрегаты, состоящие из отливок из сплава АМг6л (АЛ 23-1) и деформируемых изделий из сплава АМг6. Механические свойства сплава АМг6л (АЛ23) хотя выше, чем у сплава АМг5Мц (АЛ28), но разница эта не так

существенна. В то же время уменьшение содержания примесей в сплаве АМгблч (Ал 23-1) приводит к существенному возрастанию как прочностных, так и пластических свойств, особенно, при литье в кокиль или после термической обработки (Т4). Относительное удлинение при этом возрастает почти в 2 раза достигая 10% и более. Поэтому отливки из сплава АМгбл (АЛ23) предназначаются для изделий, воспринимающих средние статические и сравнительно небольшие ударные нагрузки. В закалённом состоянии сплав АМгблч (АЛ 23-1) способен работать при средних статических и ударных нагрузках.

Сплавы АМг10 (АЛ27) и АМг 10ч (АЛ 27-1) применяются только в состоянии Т4 для изготовления силовых деталей, работающих при температурах от -60 до +60⁰С, имеющие высокую коррозионную стойкость в атмосферных, морских условиях и агрессивных средах на основе азотной кислоты, а сплав АМг 10ч (АЛ 27-1) обладают чрезвычайно высокой коррозионной стойкостью под напряжением, равной примерно его условному пределу текучести. Эти сплавы удовлетворительно свариваются аргоно-дуговой сваркой как между собой так и с другими Al-Mg сплавами.

Сплав АМг10ч (АЛ27-1) в состоянии Т4 имеет $\sigma_b > 343$ МПа, $\delta > 15,0\%$ и является одним из первых алюминиевых сплавов, обладающих высокой удельной прочностью при чрезвычайно высокой пластичности.

Имея высокие механические свойства, Al-Mg сплавы с содержанием Mg около 10% имеют высокую конструктивную прочность. В табл. 4.4 приводятся данные Н.Н. Белоусова по конструктивной прочности различных сплавов, определённую на одних и тех же деталях. При этом конструктивная прочность сплава АК7ч (Ал9) принята равной единице.

Таблица 4.4

Конструктивная прочность различных сплавов, определённая на одних и тех же деталях

Марка сплава	Детали с отверстиями		Детали без отверстий	
	Нагрузка в момент появления трещины, тонн	Относительная прочность	Нагрузка в момент появления трещин, тон	Относительная прочность
АК7ч (АЛ9)	5,0	1,0	30,0	1,0

АМг10 (АЛ27)	7,3	1,5	38,0	1,3
АМг10ч (АЛ27-1)	13,6	2,7	71,0	2,4

Следует также отметить у сплавов Al-Mg более высокую обрабатываемость резанием по сравнению со сплавами Al-Si. Например, по сравнению со сплавом АК 12 (АЛ2) скорость резания у сплава АМг5К (АЛ13) может быть увеличена в 2 раза при одинаковой стойкости режущего инструмента до затупления.

4.2 Сплавы системы Al-Zn-Mg [14]

Каждый из легирующих элементов растворяется в алюминии в значительных количествах, поэтому в алюминиевом углу тройной системы наблюдается обширная область твёрдых растворов, обладающих довольно высокими механическими свойствами (рис. 4.2). Из рисунка следует, что в тройной системе твёрдый раствор на основе алюминия может находиться в равновесии с фазами: Mg_5Al_8 , $Al_2Mg_3Zn_3$ (Т-фаза), $MgZn_2$ (η – фаза).

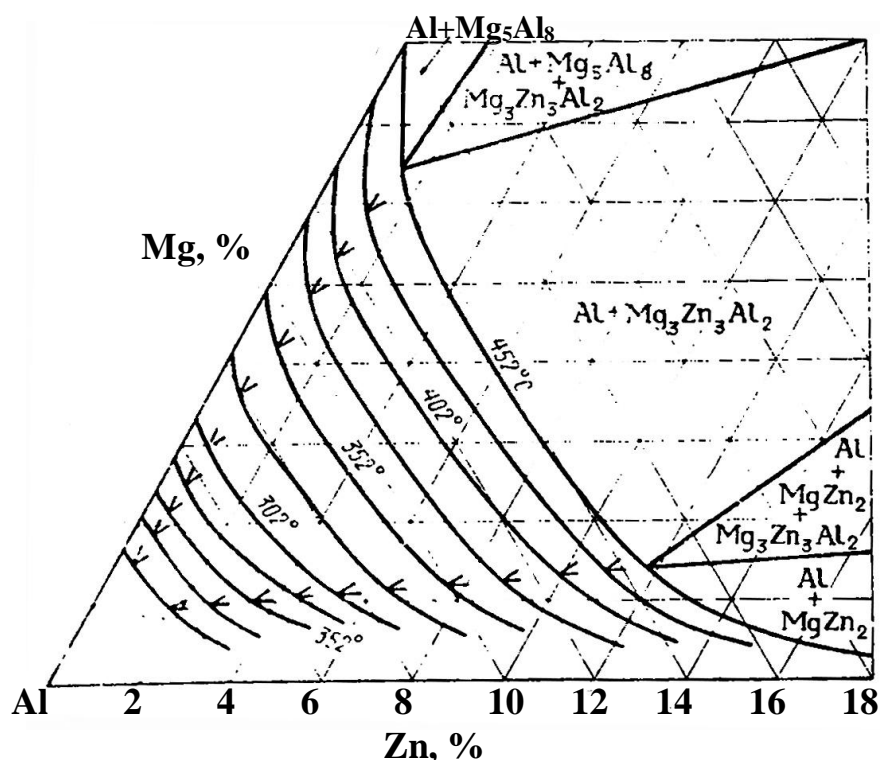


Рис. 4.2 Алюминиевый угол равновесной диаграммы состояния системы Al-Zn-Mg.

Сплавы Al-Mg, содержащие до 1% Zn лежат в 2^x фазной области $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8$.

При большем содержании цинка появляется фаза $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ и трёхфазная область $\alpha + \text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3 + \text{Mg}_5\text{Al}_8$. При ещё большем содержании цинка сплавы опять становятся двухфазными, состоящими из α – твёрдого раствора и $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$.

Введение небольших количеств цинка в сплавы богатые магнием способствует упрочнению при одновременном снижении пластических свойств. Вместе с тем, введение Zn в сплавы с высоким содержанием Mg усиливает склонность закалённых сплавов к естественному старению, охрупчиванию и снижению их коррозионной стойкости. В связи с этим последние не имеют перспективы.

В тоже время, сплавы системы Al-Zn, дополнительно легированные Mg, получили название «самозакаливающихся» из-за их способности (как и у сплавов Al-Zn-Si) упрочняться за счёт того, что уже в процессе охлаждения отливки (особенно, в металлической форме) удаётся получить частично закалённый твёрдый раствор, который распадается в процессе естественного старения.

В зависимости от содержания Zn и Mg сплавы наряду с α – твёрдым раствором могут содержать, как по отдельности так и совместно фазы $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ (Γ – фаза) и MgZn_2 (η – фаза). Растворимость фаз Γ и η в алюминии резко понижается с понижением температуры, что указывает на способность упрочняться за счёт термической обработки.

Промышленные сплавы могут быть созданы на базе систем, в которых упрочняющей фазой является MgZn_2 или $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$. К первым относятся сплавы, содержащие 5-6% Zn и до 1% Mg, ко вторым - с содержанием до 3,5-4,5% Zn и до 1,5-2,0% Mg. Сплав этого состава, содержащий 0,2-0,5% Mn и 0,1-0,2% Ti внесён в ГОСТ 1583-93 под маркой АЦ4Мг (АЛ24). Добавка марганца повышает сопротивление сплава коррозии, способствует измельчению зерна и компенсирует вредное влияние Fe. Увеличение содержания Mn до 1% и более вызывает охрупчивание сплава.

Титан, играя модифицирующую роль, измельчает зёрна твёрдого раствора. Для сплавов этой группы кремний является вредной примесью и снижает механические свойства за счёт образования в структуре Mg_2Si . Содержание кремния допускается не более 0.3%. Содержание Fe также не должно превышать 0.5%. При таком химическом составе сплав обеспечивает получение в литом состоянии при литье в песчаные формы $\sigma_b > 216$ МПа и $\delta > 2\%$, что соответствует свойствам доэвтектического силумина АК7ч (АЛ9), которые могут быть получены только после термической обработки.

Сплав АЦ4Мг (АЛ24) способен также упрочняться под влиянием термической обработки по режиму Т5. При этом необходимо учитывать, что в сплаве после кристаллизации может находиться неравновесная эвтектика с температурой плавления, равной $489^{\circ}C$.

В связи с достаточно высокими равновесными температурами затвердевания (ликвидус $-623^{\circ}C$, солидус $-592^{\circ}C$) температура нагрева под закалку составляет $580^{\circ}C$. Поэтому нагрев с температур $470-480^{\circ}C$ рекомендуется проводить очень медленно или применять 2^x ступенчатый режим: $475^{\circ}C - 2$ часа $+580^{\circ}C - 3$ часа. Закалку следует проводить в кипящую воду. Старение закалённых сплавов осуществляется при $120^{\circ}C$ в течение 8-10 часов. В результате такой термической обработки можно поднять предел прочности на разрыв до более 265МПа, при относительном удлинении более 2%.

В сплавах Al-Zn-Mg железо не образует соединений ни с Mg, ни с Zn и кристаллизуется в виде соединения $FeAl_3$, поэтому Fe в этих сплавах оказывает менее вредное влияние, чем в силуминах. Прочность сплавов почти не меняется, а пластичность снижается незначительно. В тоже время в присутствии Fe при кристаллизации образуется эвтектика $\alpha + FeAl_3$, которая сильно улучшает технологические свойства (табл. 4.5)

Таблица 4.5

Влияние Fe на свойства сплавов системы Al-Zn-Mg

Содержание Fe, %	Механические свойства		Технологические свойства	
	σ_b , МПа	δ , %	Максимальная ширина кольца с трещиной, мм	Жидкотекучесть (пруток $t_{зал}=720^{\circ}\text{C}$), мм
-	233	7,8	30,0	281
0,4	235	6,9	27,5	346
0,8	243	6,5	22,5	381
1,2	226	4,1	17,5	336

Сплавы Al-Zn-Mg склонны к коррозионному растрескиванию под напряжением. Введение до 1% Fe положительно сказывается на коррозионной стойкости под напряжением. В связи с этим возможно увеличение в сплаве АЦ4Мг (АЛ24) содержания Fe до 1%, с одновременной компенсацией его вредного влияния Cr, Mo или другими элементами компенсаторами.

4.3 Сплавы на основе системы Al-Cu.

Двойные сплавы алюминия с медью в качестве литейных начали применяться гораздо раньше, чем силумины. Например, в 1919 году в США из сплава алюминия с 8% Cu получали 97,4% отливок и даже в 1933 году около 50% отливок получали из двойных Al-Cu сплавов. В нашем ГОСТе 2685 на литейные сплавы двойной Al-Cu сплав, содержащий 4-5% Cu, существовал до 1989 года под маркой АЛ7. В ГОСТе 1583 двойные сплавы отсутствуют, остались только многокомпонентные АМ5 (Ал19) и АМ4,5Кд (ВАЛ10). Отличительными чертами алюминево-медных сплавов, по сравнению с силуминами и Al-Mg сплавами, которые в значительной мере определяют области применения являются:

1. высокий эффект упрочнения за счёт термической обработки создаёт предпосылки для получения высокопрочных сплавов;
2. низкий коэффициент диффузии меди в алюминии обеспечивает высокую термическую стабильность твёрдых растворов и, соответственно, высокую жаропрочность.

Таким образом, на основе этой системы получены сплавы, сочетающие высокую прочность при нормальных, и при повышенных температурах.

Вместе с тем, эти сплавы имеют по сравнению с силуминами и магниевыми сплавами недостатки, заключающиеся в сравнительно низкой коррозионной стойкости и низких литейных свойствах. Особенно сильно возрастает склонность к межкристаллитной коррозии при наличии соединения CuAl_2 по границам зёрен. Процесс начинается с растворения алюминия, входящего в CuAl_2 . Коррозионная стойкость алюминия в 3%-ном растворе NaCl , примерно в 20 раз выше коррозионной стойкости интерметаллического соединения CuAl_2 . В связи с этим содержание меди в сплаве должно быть таким, чтобы высокотемпературная выдержка при температуре закалки обеспечила полное растворение CuAl_2 (для двойных сплавов не более 5,5%).

Диаграмма состояния Al-Cu со стороны алюминия (рис. 4.3) относится к эвтектическому типу с ограниченной растворимостью меди в алюминии. Эвтектика, образующаяся при 548°C и концентрации меди 33%, состоит из твёрдого раствора и θ – фазы, которая построена на базе интерметаллида переменного состава CuAl_2 , имеющего тетрагональную объёмно-центрированную решётку. Растворимость меди в алюминии очень сильно зависит от температуры.

Температура, $^\circ\text{C}$	548	515	500	450	400	20
Растворимость, %	5,65	4,65	4,00	2,80	1,30	0,1

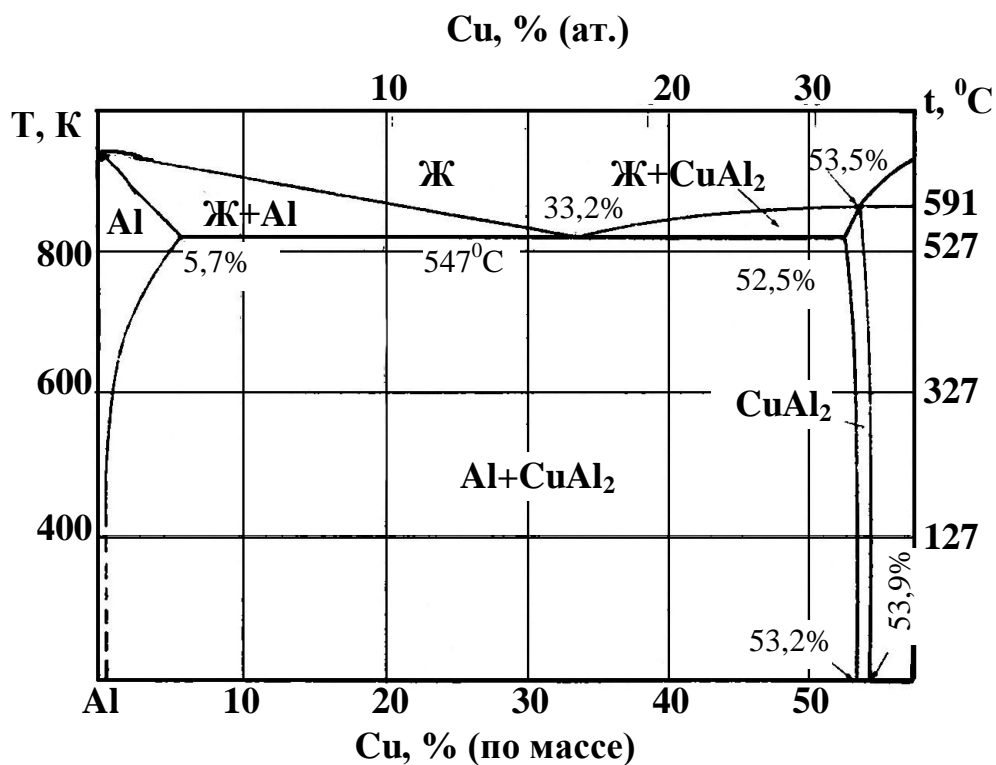


Рис 4.3 Диаграмма состояния системы Al - Cu

Из этих данных видно, что, начиная от комнатной и до 400 °С, растворимость меняется мало, а при дальнейшем повышении температуры увеличивается очень быстро. Для получения максимально легированного твёрдого раствора температура закалки должна быть возможно более высокой. Механизм упрочнения сплавов Al-Cu под влиянием термической обработки достаточно подробно рассмотрен во второй главе и в данном разделе не обсуждается.

Фаза CuAl₂ имеет микротвёрдость (около 5000 МПа), которая примерно в 20 раз выше микротвёрдости алюминия, поэтому появление её в структуре повышает прочность и твёрдость сплава при одновременном снижении пластических свойств. Из числа основных легирующих элементов медь имеет самый низкий коэффициент диффузии в алюминии. По убыванию его при 500°С (см²/с) основные и дополнительные легирующие элементы располагаются в ряд:
 $Zn(9 \cdot 10^{-9}) \rightarrow Si(4,5 \cdot 10^{-10}) \rightarrow Mg(3 \cdot 10^{-10}) \rightarrow Cu(8,5 \cdot 10^{-11}) \rightarrow Mn(1 \cdot 10^{-12}) \rightarrow Ti(1 \cdot 10^{-13}) \rightarrow Cr(1 \cdot 10^{-15}) \rightarrow Mo(1 \cdot 10^{-18})$.

Температурная зависимость коэффициента диффузии (D) описывается зависимостью:

$$D=D_0 \cdot \exp(-Q/RT), \quad (4.1)$$

где D_0 -постоянная величина, характеризующая систему; Q – энергия активации, которая определяет величину энергии, требующейся для вырыва атома из кристаллической решётки; R – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура.

Формула (4.1) показывает, что коэффициент диффузии тем меньше, чем выше энергия активации. В порядке возрастания этой величины (кДж/моль) легирующие элементы алюминиевых сплавов располагаются в ряд:

$Cd(110,1) \rightarrow Zn(114,7) \rightarrow Mg(152) \rightarrow Li(163,2) \rightarrow Al(230,2) \rightarrow Mn(309,8) \rightarrow$
 $Be(314,0) \rightarrow Cu(339,9) \rightarrow Ni(355,8).$

Эти данные показывают, что и по величине энергии активации Cu намного превосходит Zn и Mg.

По этим причинам главным легирующим элементом для жаропрочных алюминиевых сплавов из числа основных является медь. Однако общий уровень жаропрочности двойных сплавов остаётся невысоким. Для сплава с 6% Cu при $300^{\circ}C$ предел длительной прочности составляет около 30МПа.

Упрочнение достигаемое за счёт интерметаллидной фазы $CuAl_2$ также невелико. При температурах выше $200^{\circ}C$ наблюдается сильное снижение её твёрдости и при температуре $300^{\circ}C$ разупрочнение достигает 79%.

В качестве дополнительных легирующих могут явиться элементы, которые имеют:

1. более низкий, чем медь, коэффициент диффузии;
2. достаточно высокую растворимость при рабочих температурах, которая способствует повышению степени легированности твёрдого раствора и упрочнению его.

Наиболее перспективным путём для получения жаропрочных сплавов является упрочнение достигаемое в результате распада твёрдого раствора с образованием дисперсных частиц. Усложнение состава

твёрдого раствора за счёт введения в решётку разнородных атомов способствует замедлению диффузионных процессов и распаду твёрдого раствора с образованием частиц большей дисперсности. Легирующий элемент также должен способствовать образованию сложных по составу тугоплавких фаз, которые бы не взаимодействовали с твёрдым раствором при повышенных температурах. Жаропрочность интерметаллических соединений, образующихся в алюминиевых сплавах исследовалась И.Ф. Колобневым и Г.В. Захаровым путём определения микротвёрдости после выдержки образцов под нагрузкой при 300⁰С в течении 60 мин. Полученные результаты позволили им разделить все исследованные соединения по уровню жаропрочности на 5 групп (табл 4.6) [15]. Для повышения жаропрочности структура сплавов должна иметь в своём составе соединения IV и V групп.

Наиболее полно комплексу требований к дополнительным легирующим для алюминиевых жаропрочных сплавов отвечает марганец.

В тройной системе Al-Cu-Mn растворимость меди и марганца в твёрдом растворе при температуре тройной эвтектики (547,5⁰С) составляет соответственно 5,45 и 0,3%, а при больших концентрациях кристаллизуется тройная эвтектика $\alpha + \text{CuAl}_2(\theta - \text{фаза}) + \text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ (Т – фаза).

При понижении температуры совместная равновесная растворимость Cu и Mn очень сильно уменьшается и уже при 400⁰С составляет 1,4% и ~0.05% соответственно.

Таблица 4.6

Распределение соединений по уровню жаропрочности

группа	соединения	Характеристика соединений
I	Al_3Mg_2 , $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$	Имеют при $300^{\circ}C$ низкую остаточную микротвёрдость и интенсивно взаимодействуют с α – твёрдым раствором. Присутствие их в структуре не повышает жаропрочность сплавов.
II	$CuAl_2$, Al_6Mg_4Cu , Mg_2Si	Микротвёрдость выше, чем у I группы, взаимодействие с α – твёрдым раствором происходит при более высокой температуре. Жаропрочность сплавов повышается.
III	Al_7Cu_2Fe , Al_2CuMg , $AlMg_5Si_4Cu_4$	Имеют ещё более высокую остаточную микротвёрдость. Взаимодействуют с твёрдым раствором при более высоких температурах, чем соединения II группы. Распад твёрдого раствора приводит к микрогетерогенности за счёт дисперсных выделений этих фаз. Жаропрочность повышается.
IV	$Al_8Si_6Mg_3Fe$, $Al_{10}Mn_2Si$, $Al_{12}Mn_2Cu$, Al_4Mn , Al_6Mn , Al_4Cr , Al_3Ni , Al_4Si_2Fe	Имеют самую высокую остаточную микротвёрдость, располагаются преимущественно по границам зёрен. Взаимодействие их с твёрдым раствором протекает при ещё больших температурах, чем соединения III группы. Обеспечивают наиболее значительное увеличение жаропрочности.
V	Al_6Cu_3Ni , Al_5SiFe , Al_3Fe	

Вследствие медленности протекания диффузионных процессов можно получить пересыщенный марганцем твёрдый раствор в процессе кристаллизации. Поэтому выдержка при температуре закалки приводит к

одновременному протеканию двух противоположно направленных процессов:

1. образование мелких частиц $T(Al_{12}Mn_2Cu)$ – фазы в результате распада пересыщенного марганцем твёрдого раствора, выделяющейся по границам и внутри зерна. Чем мельче размер этих частиц и больше их количество, тем большее создаётся торможение передвижению дислокаций, выше жаропрочность сплава;

2. второй процесс будет протекать в направлении растворения θ ($CuAl_2$) – фазы в α – твёрдом растворе. Такое сложное поведение даёт возможность получать при комнатной температуре высокие механические свойства и длительно сохранять их при повышенных температурах.

Содержание меди и марганца в сплаве выбирается с таким расчётом, чтобы в литой структуре присутствовали фазы $CuAl_2$ и $Al_{12}Mn_2Cu$, а в закалённом состоянии фаза $CuAl_2$ должна полностью перейти в твёрдый раствор, т.к. наличие её по границам зёрен охрупчивает сплав.

Некоторое повышение механических свойств при нормальных и повышенных температурах достигается за счёт легирования сплавов титаном. Титан оказывает модифицирующее влияние, измельчая зерно, и образует алюминид титана $TiAl_3$, который, выделяясь по границам и внутри зерна, усиливает микрогетерогенность. Разработанный И.Ф. Колобневым жаропрочный и высокопрочный сплав на основе системы Al-Cu дополнительно легированный Mn и Ti, внесён в ГОСТ 1583-93 под маркой AM5 (Al19) (табл. 4.7)

Для сплавов типа твёрдых растворов устойчивая микрогетерогенность внутри зёрен α – твёрдого раствора более эффективно повышает жаропрочность сплавов, чем каркасное упрочнение эвтектиками на границах зёрен. Поэтому отливки из таких сплавов подвергают полной термической обработке, т.е. закалке и старению. Старение после закалки способствует гетерогенизации структуры и повышению жаропрочности. В зависимости от условий эксплуатации могут использоваться режимы T5, T6, T7.

Ранее, при обсуждении составов и свойств Al-Si-Cu-Mg указывалось на положительное влияние кадмия. Благоприятное влияние Cd проявляется и в сплавах на основе системы Al-Cu-Mn-Ti.

Вследствие большой разницы в атомных радиусах Al и Cd (0,143 и 0,152Å соответственно) при растворении последнего в алюминии наблюдается сильное искажение кристаллической решётки, которое приводит к упрочнению сплавов. Установлено, что прочностные свойства возрастают при увеличении содержания Cd до 0,28%, а прирост прочности становится заметным уже после 0,06%, причём наибольшая величина механических свойств наблюдается после полной термической обработки (закалка и искусственное старение). Установлено [11], что кадмий изменяет характер распада твёрдого раствора при старении. В присутствии Cd наблюдается более интенсивное развитие распада твёрдого раствора с выпадением более дисперсных и более плотно расположенных ЗГП и метастабильной фазы θ' (CuAl₂) пластинчатой формы, в отличие от сферического в сплавах без кадмия. Можно предположить следующий механизм влияния кадмия. При нагреве под закалку образуются комплексы Cd – вакансия или Cu-Cd – вакансия, в результате чего уменьшается количество свободных вакансий и затрудняется диффузия атомов меди при старении. Это создаёт предпосылки для ограничения роста ЗГП и θ' – фазы, увеличивая их количество. Характерной особенностью метастабильных выделений в сплавах с Cd является их взаимно перпендикулярное расположение. Всё это приводит к существенному возрастанию прочностных характеристик при нормальных температурах. Наряду с этим легирование Cd способствует повышению коррозионной стойкости. Сплав с Cd, состав которого отличается от сплава АМ5 (АЛ19) более узкими пределами по Cu введён в ГОСТ 1583-93 под маркой АМ4,5Кд (ВАЛ10) (табл. 4.7).

Таблица 4.7

Составы сплавов системы Al-Cu-Mn-Ti

Марка сплава	легирующие					Примеси, %			
	Cu	Mn	Ti	Cd	Zr	Fe	Si	Mg	Σ
ВАЛ14	4,5-5,0	0,5-0,9	0,15-0,35	0,04-0,12	0,05-0,25	0,15	0,2	0,05	0,6
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	4,5-4,9	0,35-0,8	0,15-0,35	0,07-0,25	-	0,15	0,2	0,05	0,6
АМ5 (АЛ19)	4,5-5,3	0,6-1,0	0,15-0,35	-	-	0,2	0,3	0,05	0,9

Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10), превосходя по механическим свойствам при нормальных температурах сплав АМ5 (АЛ19), уступает последнему по уровню жаропрочности. Поэтому в конструкциях летательных аппаратов необходимо применять оба сплава [25]: АМ4,5Кд (ВАЛ10) – в тяжело нагруженных узлах, а АМ5 (АЛ19) – в зонах нагрева до 300⁰С. Это усложняло и удорожало производство, и существовала вероятность смешивания отходов.

В целях унификации разработан [5] новый высокопрочный и жаростойкий алюминиевый сплав ВАЛ14, который совмещает положительные качества двух предыдущих (табл. 4.7), но который пока не включён в ГОСТ 1583-93.

Содержание Сd в сплаве ВАЛ14 ограничено 0,12%, которое входит в твёрдый раствор. Большее содержание Сd приводит к снижению длительной прочности при повышенных температурах.

Цирконий обеспечивает в дополнение к Тi модифицирующий эффект и способен к образованию пересыщенного твёрдого раствора при кристаллизации, распад которого при нагреве под закалку способствует увеличению гетерогенности твёрдого раствора.

В табл. 4.8 приведена длительная прочность (после 100 час. работы) при температурах 200 и 250⁰С, из которых следует, что по уровню жаропрочности сплав ВАЛ14 превосходит сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) и не уступает сплаву АМ5(АЛ19).

Таблица 4.8

Длительная прочность сплавов системы Al-Cu-Mn-Ti.

Свойство \ Сплав	АМ4,5Кд (ВАЛ10)	АМ5 (АЛ19)	ВАЛ14
σ_{100}^{200} , МПа	100	150	150
σ_{100}^{250} , МПа	75	110	110

Вредными примесями для этих сплавов являются Fe, Si, Mg. Железо образует с Al, Cu и Mn хрупкую нерастворимую фазу AlCuMnFe, что

обедняет твёрдый раствор основными легирующими элементами и ведёт к снижению прочности и пластичности сплавов.

В сплавах системы Al-Cu-Mn кремний образует тройную эвтектику α +Si+CuAl₂ с температурой плавления 525⁰С, присутствие которой может привести к пережогу при термической обработке. Ограничение Fe и Si в сплавах АМ4,5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14 по сравнению со сплавом АМ5(Ал19) также способствовало повышению механических свойств.

Однако эти ограничения требуют применения чистых шихтовых материалов, ограничению использования отходов собственного производства, использование Ti – инструмента, что усложняет и удорожает технологический процесс получения отливок.

Магний и цинк уменьшают длительную прочность и ухудшают их свариваемость.

Отливки из сплавов АМ5Кд (ВАЛ10) и ВАЛ14 полученные литьём с кристаллизацией под давлением и выжиманием жидкого металла по уровню свойств могут конкурировать с свойствами штамповок (кронштейны, рамы, опоры и др.) и находят применение в аэрокосмическом комплексе. [11]

5. НОВЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ.

Кроме рассмотренных выше составов сплавов, включенных в ГОСТ 1583-93 и широко применяемых в промышленности, разработано большое число сплавов, которые включены в различные отраслевые стандарты.

В большинстве случаев эти сплавы имеют более высокие механические свойства при нормальных или повышенных температурах, но более низкие технологические свойства. Кроме того высокая прочность многих сплавов типа твёрдых растворов достигается только при чрезвычайно низком содержании Fe и Si.

Значительное удорожание производства отливок из-за применения материалов высокой чистоты и усложнения технологического процесса определяет ограниченность применения таких сплавов.

В связи с этим термин «новые» совсем не означает только что разработанные, а относится к сплавам, пока не нашедшим широкого применения и не включённых в ГОСТ 1583-93.

5.1 Новые литейные сплавы эвтектического типа.

Сочетание высокого уровня механических и литейных свойств сплавов можно добиться в том случае, если составы сплавов удовлетворяют следующим требованиям [17, 18]:

1. имеют минимальный эффективный интервал затвердевания;
2. образуют эвтектики из таких фаз, которые могли бы сфероидизироваться при отжиге и давать, в конечном итоге структуру, состоящую из твёрдого раствора с дискретными частицами упрочняющих фаз, равномерно распределённых в матрице;
3. обеспечивают высокую прочность алюминиевой матрицы.

Для обеспечения этих требований необходимо, чтобы:

1. состав сплавов был близок к эвтектическому;
2. твёрдый раствор на основе алюминия должен быть легирован элементами, значительно растворяющимися в нём и обеспечивающими упрочнение за счёт дисперсионного твердения после термической обработки по режимам T5, T6;

3. кристаллы фаз, образующих эвтектику (лучше многофазную, которая более дисперсна) должны иметь сложную морфологию (не иглы, не пластины), что обеспечит за короткое время нагрева протекание диффузионных процессов и получение возможно более сферодизированных и дисперсных частиц упрочняющих фаз.

За базовую систему при разработке новых сплавов принята система Al-Ni, в которой при температуре 640⁰С образуется эвтектика состоящая из алюминия и интерметаллида NiAl₃. Эвтектическая концентрация соответствует 5,7% Ni. Сплавы доэвтектического состава обеспечивают очень малый температурный интервал затвердевания и большое количество эвтектики при сравнительно небольших содержаниях никеля.

Растворимость никеля в твёрдом алюминии незначительна и составляет 0,05% при эвтектической температуре и уменьшается при понижении температуры. Двойные сплавы Al-Ni практического значения не имеют, так как ввиду малой растворимости, Ni мало упрочняет твёрдый раствор, хотя прочность сплавов повышается из-за частиц NiAl₃(аддитивное упрочнение). Никель добавляют в качестве легирующего компонента в некоторые сложные алюминиевые сплавы от которых требуется повышенная жаропрочность. В ГОСТе 1583-93 это поршневые сплавы АК12ММгН (АЛ30), АК12М2Мг4 (АЛ25), АК21М2.5 (ВКЖЛС-2). В этих сплавах содержание Ni не превышает 2,8%, а твёрдый раствор упрочнён магнием и медью.

Дополнительное упрочнение твёрдого раствора может быть достигнуто за счёт легирования сплавов цинком. В связи с этим новый сплав АЦ6Н4, отвечающий объявленным выше требованиям, создан на базе системы Al-Ni-Zn-Mg-Cu. Сплав имеет чрезвычайно высокие механические свойства, не уступающие свойствам высокопрочного сплава ВАЛ12. В то же время циклическая прочность и технологические свойства вновь разработанного сплава много выше свойств сплава ВАЛ12 (табл. 5.1).

Таблица 5.1

Сравнительные свойства ВАЛ12 и АЦ6Н4

Сплав	Механические свойства					Литейные свойства	
	НВ, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	σ_B^* , МПа	Жидкотекучесть (пруток), мм	Горячеломкость (проба ВИАМ), мм
АЦ6Н4	180	540	500	3	360	360	22,5
ВАЛ12	175	550	500	3	300	300	35,0

σ_B^* - циклическая прочность на базе 10^7 циклов (литьё в кокиль)

Ранее указывалось, что фаза Al_8Fe_2Si кристаллизуется в разветвлённой (скелетообразной) форме в виде «китайских иероглифов». Морфология её может быть изменена за счёт легирования переходными металлами и путём термической обработки.

С учётом этих факторов предложены составы малокремнистых силуминов с высоким содержанием железа, в которых основной структурной составляющей являются дисперсные эвтектики $(Al) + Al_8Fe_2Si$ или $(Al) + Al_{13}(FeMn)_3Si_2$. Составы новых силуминов с условными обозначениями марок приведены в таблице 5.2.

Таблица 5.2

Химический состав новых малокремнистых силуминов

Условная марка сплава	Легировующие элементы и примеси, %					
	Si	Fe	Mg	Cu	Mn	Zn
AlSi2Fe2Cu	1,4-2,8	1,4-2,8	0,4-0,9	0,5-0,9	<0,5	<1,0
AlSi3Fe2Cu2	3,0-4,0	1,4-2,0	0,2-0,8	1,5-3,5	0,4-0,8	<1,0
AlSi2Fe2Cu5	1,4-3,0	1,4-2,8	<0,5	4,0-6,0	<0,5	<1,0

В состав предлагаемых сплавов железо входит в количествах, значительно превышающих содержание его в стандартных Гостовских сплавах. В тоже время механические и технологические свойства новых сплавов (табл.5.3) не уступают при одинаковых условиях литья и термической обработки соответствующим аналогам.

Таблица 5.3

Механические и литейные свойства малокремнистых и стандартных сплавов в состоянии Т6

Марка сплава	Механические свойства			Литейные свойства	
	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Горячеломкость (проба ВИАМ), мм	Жидкотекучесть (пруток), мм
AlSi2Fe2	300	4,0	100	17,5	320
AK5M (AL5)	290	4,0	90	15,0	340
AlSi3Fe2Cu	350	3,0	120	12,5	350
AK5M2 (AK5M2)	320	2,0	120	12,5	350
AlSi2Fe2Cu5	330	3,0	120	12,5	360
AK5M4 (AK5M4)	300	1,0	120	12,5	360

Лучшее сочетание свойств новых сплавов достигается при литье под давлением или литье с кристаллизацией под давлением (штамповка жидкого металла). Высокие скорости охлаждения при этих способах литья обеспечивают высокую дисперсность железосодержащих фаз. Кроме того, высокое содержание Fe устраняет прилипание расплава к пресс формам, увеличивая их стойкость.

Высокое содержание железа позволяет более полно использовать вторичное сырьё, что имеет большое экономическое значение.

5.2 Новые литейные алюминиевые сплавы на базе твёрдых растворов.

Высокие прочностные свойства твёрдых растворов на основе систем Al-Mg и Al-Cu привело к созданию новых литейных сплавов, составы которых иногда мало отличаются от составов высокопрочных деформируемых сплавов.

При этом использовалось 2 подхода:

1. Привлечение новых легирующих элементов (Li, Sc), способных образовывать с алюминием твёрдые растворы, распадающиеся при искусственном старении с образованием дисперсных частиц;

2. разработка новых составов сплавов на основе концентрационных областей известных систем, которые раньше не использовались для литейных сплавов (Al-Zn-Cu-Mg, Al-Mg-Zn).

Все эти сплавы упрочняются за счёт термической обработки и способны обеспечивать более высокий комплекс эксплуатационных свойств по сравнению с ГОСТовскими сплавами. Составы их, включённые в различные отраслевые стандарты, приведены в таблице 5.4.

Из таблицы 5.4 следует, что большинство сплавов построено на основе системы Al-Mg с дополнительным легированием Li (АЛ23-3) или Sc(01568) или на базе системы Al-Mg-Zn.

Сплавы Ал24м и Ал24п отличаются от ГОСТовского аналога АЦ4Мг (АЛ24) высоким (более чем в 2 раза) содержанием Mg, при этом соотношение между Mg и Zn примерно равняется единице. В сплаве ВАЛ11 содержание магния увеличено ещё больше, но уменьшено содержание цинка, поэтому

Таблица 5.4

Составы сплавов типа твёрдых растворов, включённые в отраслевые стандарты

№ п/п	Марка сплава	Химический состав, %						
		Mg	Zn	Mn	Ti	Zr	Be	прочие
1	АЛ2Чм*	3,0-5,0	3,0-6,0	0,3-0,9	0,1-0,4	0,1-0,4	0,05-0,15	(0,1-0,5) Ce (0,1-0,3) Cr
2	АЛ2Чп	3,5-4,5	3,0-4,0	0,3-0,7	0,1-0,3	-	0,01-0,1	(0,01-0,1) В
3	ВАЛ 11	6,0-7,0	2,0-2,5	0,1-0,2	0,1-0,3	0,1-0,3	0,07-0,15	(0,1-0,2) Cr
4	ВАЛ12	2,0-2,8	6,5-7,5	-	0,1-0,3	0,05-0,25	0,05-0,25	(1,0-1,5) Cu (0,005-0,1) В
5	ВАЛ15	-	-	0,5-0,9	0,15-0,35	0,05-0,25	-	(0,3-0,9)Si; (0,04-0,25)Cd; (4,5-5,0)Cu;
6	01568	5,0-7,0	-	-	0,03-0,14	0,05-0,15	0,04-0,1	(0,2-0,35) Se; (0,01-0,1)Y;

7	Ал23-3	7,0-8,0	-	0,3-0,5	0,05-0,15	-	0,05-0,15	(1,0-1,5) Li; (0,1-0,2) Cd; 90,01-0,03) В;
8	ВАЛ 16	7,5-8,5	-	0,15-0,20	0,10-0,20	0,10-0,15	0,10-0,15	(0,15-0,25) Cr

соотношение между Mg и Zn равняется примерно 3. В обеих группах сплавов в литом состоянии структура должна состоять из α – твёрдого раствора и тройной фазы $Al_2Mg_3Zn_3$. В сплаве ВАЛ12 по сравнению со сплавами Ал24м, Ал24п, ВАЛ11 уменьшено содержание Mg, увеличено содержание Zn и введена медь, поэтому фазовый состав этого сплава более сложный.

С повышением содержания магния и цинка возрастает чувствительность сплавов к старению и возрастает абсолютное значение прочностных свойств, особенно предела текучести.

Mn, Cr, Ti, Zr способствуют некоторому повышению механических свойств, но главная их роль заключается в повышении коррозионной стойкости под напряжением; Ti, Zr, В кроме того оказывают модифицирующий эффект.

Повышение растворимости фазы $Al_2Mg_3Zn_3$ и $MgZn_2$ с повышением температуры обеспечивает получение в результате закалки пересыщенного твёрдого раствора, который распадается при искусственном старении с образованием ЗПП и промежуточных метастабильных фаз. Благодаря эффекту дисперсионного твердения прочностные свойства сплавов Ал24м и Ал24п в состоянии Т6 практически не уступают высокопрочным сплавам Al-Cu-Mg-Zn (σ_B до 450 МПа в состоянии Т6), превосходя их по коррозионной стойкости. Сплав Ал24п имеет высокие механические свойства в состоянии Т1 ($\sigma_B > 340$ МПа, $\delta > 6\%$), т.е. может использоваться без высокотемпературного нагрева и закалки.

Сплав ВАЛ11 по содержанию Mg(5-7)% соответствует магниевому сплаву АМг6, который не упрочняется термической обработкой.

Наличие в составе дополнительных (1,5-2,0)% Zn сообщает сплаву ВАЛ11 способность к значительному упрочнению за счёт термической

обработки. В состоянии Т5 сплав обеспечивает $\sigma_B=340\text{МПа}$, $\sigma_{0.2}=280\text{МПа}$ и $\delta=6\%$.

Сплав ВАЛ12 построен на базе системы Al-Zn-Mg-Cu, на основе которой разработаны высокопрочные деформируемые сплавы. Прочностные свойства его ($\sigma_B=570\text{МПа}$ в состоянии Т5) соответствует свойствам высокопрочных деформируемых сплавов этой системы.

Следует отметить низкие литейные свойства рассмотренных выше сплавов, что усложняет технологический процесс производства отливок. С использованием новых легирующих элементов разработан сплав Ал23-3 (система Al-Mg-Li) и сплав 01568 (система Al-Mg-Sc).

Работами И.Н. Фридляндера с сотрудниками в 1965 году [19] был обнаружен эффект значительного упрочнения сплавов Al-Mg-Li за счёт термической обработки и разработан деформированный сплав 1420 состава: 6-7% Mg, 1.5-2.0% Li, который обладает уникальными свойствами. Он является самым лёгким из всех алюминиевых сплавов (на 12% легче сплава Д16 и на 15% легче В 95).

Отличительной особенностью сплава является то, что он имеет самый высокий модуль упругости среди алюминиевых сплавов (за исключением сплавов системы Al-Be), что позволяет значительно повысить жёсткость конструкций (табл. 5.5)

Таблица 5.5

Модуль нормальной упругости металлов и алюминиевых сплавов

№ п/п	Металл, сплав	Модуль упругости, МПа
1	Li	3920
2	Mg	42140
3	Al	69580
4	Д16	70560
5	В95	68600
6	1420	73500

В равновесном состоянии при нормальной температуре в сплаве наряду с твёрдым раствором могут существовать фазы Al_2MgLi и $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, которые переводятся в твёрдый раствор при высокотемпературной

гомогенизирующей выдержке. Для сплава характерна низкая чувствительность скорости охлаждения при закалке: закалка на воздухе так же эффективна, как и в воде.

Упрочнение при искусственном старении обусловлено образованием дисперсных частиц δ' – фазы (LiAl_3) сферической формы, когерентных с матрицей. Пластинчатые выделения фазы Al_2MgLi формируются главным образом по границам зёрен. По мере развития процесса старения размеры этих частиц увеличиваются, частицы δ' – фазы исчезают, а механические свойства снижаются.

Трудность получения отливок из этого сплава связана с высокой химической активностью Mg и Li. По этой причине основным способом литья является заливка в керамические формы, получение по выплавляемым моделям [20, 21].

Детальное исследование по оптимизации состава литейного сплава системы Al-Mg-Li с учётом технологических и механических свойств проводилось А.А. Абрамовым [26], в результате которого получен сплав Ал23-3.

Наиболее высокие механические свойства ($\sigma_{0,2} > 250 \text{ МПа}$, $\sigma_B > 320 \text{ МПа}$ и $\delta > 4\%$) сплав обеспечивает после термической обработки по режиму: $(445-455)^\circ\text{C} - 8$ часов; $(490-500)^\circ\text{C} - 8$ часов, закалка в кипящую воду или масло; старение при $110^\circ\text{C} - 5$ часов, подъём температуры до $170^\circ\text{C} - 5$ часов, охлаждение на воздухе.

В последние десятилетия во многих странах исследовалась возможность использования Sc в качестве упрочнителя магниевых сплавов. Установлено [26], что в алюминиевом угле тройной системы Al-Mg-Sc тройные фазы не обнаруживаются. Предельная растворимость Sc в двойных сплавах Al-Sc при температуре эвтектики 655°C составляет 0,3% и быстро убывает при понижении температуры. В 3-ой системе Al-Mg-Sc скандий сильно уменьшает растворимость магния. Например, при 430°C равновесная предельная растворимость магния и скандия составляет 10,5% и 0,007% соответственно. В тройной системе Al-Mg-Sc образуется обширная 2-х фазная область $\alpha + \text{Al}_3\text{Sc}$. Граница между 2-х фазной $\alpha + \text{Al}_3\text{Sc}$ и 3-х фазной $\alpha + \text{Al}_3\text{Sc} + \text{Al}_8\text{Mg}_5$ областями проходит при 430°C практически при постоянном содержании Mg, равном примерно 10,5%.

Особенность сплавов Al-Mg-Sc заключается в возможности образования при неравновесной кристаллизации пересыщенных твёрдых растворов. При нагреве до 300⁰C и выше пересыщенный твёрдый раствор распадается с образованием дисперсной фазы Al₃Sc, когерентных матрице. За счёт этого уже при содержаниях (0,2-0,3)% Sc достигается значительное упрочнение. Общими чертами всех сплавов на основе твёрдых растворов является их сравнительно низкие литейные свойства и чрезвычайно высокая чувствительность к вредному влиянию Fe, Si, а для некоторых сплавов и Na. В связи с этим содержание этих примесей ограничивается иногда 0,05% каждой, что существенно удорожает сплавы, т.к. требует использования в шихте алюминия высокой чистоты.

5.3 Новые жаропрочные литейные алюминиевые сплавы.

Жаропрочность рассмотренных в 4 главе Al-Cu сплавов обусловлена в основном механизмами дисперсионного твердения, которое оказывается эффективным до температур не выше 0,6T_{пл}.

При нормальных и невысоких температурах пластическая деформация осуществляется внутри зёрен путём двойникования и сдвига. Чем выше температура, тем больший вклад в явление ползучести вносит межзеренная деформация. В зависимости от состояния и строения границы зёрен могут препятствовать или способствовать деформации материала под напряжением. При температурах ниже температуры дисперсионного твердения границы зёрен способствуют понижению пластической деформации под напряжением. Этот эффект проявляется тем больше, чем мелкозернистее равноосная структура. При высоких температурах в приграничных зонах начинают интенсивно развиваться диффузионные процессы, в результате которых происходит перемещение границ зёрен за счёт их роста. Кроме того, под нагрузкой развивается чисто механическое перемещение за счёт проскальзывания и поворота одних зёрен относительно других.

В этом случае наряду с гетерогенизацией твёрдого раствора важное значение приобретает гетерогенизация структуры за счёт выделения по границам зёрен сетчатых и скелетообразных нерастворяющихся включений интерметаллидных фаз.

Наибольшую жаропрочность имеют интерметаллидные фазы, легированные переходными металлами, которые обладают высокими силами межатомной связи с алюминием и имеют низкий коэффициент диффузии в алюминии.

Основываясь на этих принципах разрабатывался сплав АЛ1, который до появления сплава АЛ19 (середина 20 века) был самым жаропрочным. Состав сплава был следующим %:

Cu	Mg	Ni
3,75-4,50	1,25-1,75	1,75-2,25

Литая структура сплава наряду с твёрдым раствором меди и магния в алюминии содержит большое количество S (Al_2CuMg) и T(Al_6Cu_3Ni) фаз, кристаллизующихся по границам зёрен в разветвлённой (особенно, T – фаза) форме. При выдержке при температуре закалки S – фаза почти полностью переходит в твёрдый раствор, в то время как фаза T растворяется очень мало.

При распаде твёрдого раствора S – фаза выделяется в виде дисперсных частиц, расположенных во всём объёме α – твёрдого раствора. В этом состоянии сплав АЛ1 имеет максимальную жаропрочность.

Сравнивая жаропрочность сплавов АЛ1 и АЛ19 следует отметить, что твёрдый раствор в сплаве АЛ19, легированный Cu и Mn является более стабильным при повышенных температурах, чем твёрдый раствор сплава АЛ1, легированный Cu и Mg. Кроме того интерметаллидная фаза $Al_{12}CuMn$ (сплав АЛ19) обладает большей жаропрочностью, чем фаза Al_2CuMg (сплав АЛ1). В связи с этим жаропрочность сплава АЛ1 в основном обеспечивается скелетообразной формой T(Al_6Cu_3Ni) – фазы, устойчивой при высоких температурах. Рабочие температуры этого сплава не превышают $300^{\circ}C$ и он не имеет преимуществ перед сплавами Al-Cu-Mn, поэтому исключён из новой редакции ГОСТа.

В то же время, уменьшение содержания магния, дополнительное (вдобавок к Ni) легирование переходными металлами позволило [22] создать сплавы, способные работать до температуры $400^{\circ}C$ (табл. 5.6).

Таблица 5.6

Составы и свойства жаропрочных сплавов [22]

Состав сплава	Температура солидуса (t_c), °C	Рабочая температура (t_p), °C	$t_c - t_p$, °C	Длительная прочность, МПа	
				σ_{100}^{300}	σ_{100}^{400}
В300(5% Cu; 3% Ni; 1% Mg; 0.25% Mn, 0.15% Mo)	540	350	190	68,6	19,6
В300+0.25% Mo	540	350	190	78,4	22,5
ВАЛ1 (5,8% Cu, 0.8% Mn, 1% Ni, 0.15% Zr, 0.2% Ce	550	375	175	98,0	24,5
АЦР1У (Mn, Si, Zr, Cr и др.)	600	410	190	88,2	34,3

Высокая жаропрочность этих сплавов обусловлена, с одной стороны, легированностью твёрдого раствора Cu и Mg и гетерогенностью его, образующейся в результате распада и, с другой стороны, образованием каркаса интерметаллидов на основе Ni (в основном AlCuNi округлой формы) по границам зёрен.

Сплавы этих составов сохраняют низкие технологические свойства, связанные с большим температурным интервалом затвердевания, присущие всем Al-Cu сплавам.

В работе [23] предложен качественно новый подход и принципиально новые по составу сплавы, легированные исключительно переходными металлами, которые обладают высоким комплексом технологических и механических свойств при нормальных и повышенных температурах (табл. 5.7).

Таблица 5.7

Свойства жаропрочных литейных сплавов

сплав	Литейные свойства					
	НВ, МПа	σ_b , МПа	δ , %	σ_{100}^{350}	Горячеломкость (проба ВИАМ), мм	Жидкотекучесть (пруток), мм
AlNiZr	105	300	4	35	<5	390
AM5(Al19)	115	350	5	<20	35	220

В основу разработки новых узкоинтервальных сплавов положена система Al-Ni-Zr. Равновесная растворимость Ni и Zr в твёрдом алюминии невелика (не превышает 0.05% по Ni и 0.28% по Zr) и убывает с понижением температуры. При кристаллизации в равновесии с твёрдым раствором находятся двойные соединения NiAl_3 и ZrAl_3 . Тройных соединений не образуется. Особенностью сплавов этой системы является их способность образовывать аномально пересыщенные твёрдые растворы при больших скоростях охлаждения при литье, которые распадаются при последующей специальной термической обработке. В результате распада твёрдого раствора образуются дисперсные частицы интерметаллидов NiAl_3 и ZrAl_3 , которые обеспечивают высокую прочность и жаропрочность. Сплавы могут работать при 400⁰С.

6. КОНСТРУКЦИОННЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Деформируемые сплавы предназначены для получения изделий и полуфабрикатов путём пластической обработки давлением. К видам обработки давлением относятся: прокатка, прессование, волочение, ковка, штамповка. Одним из основных требований ко всем деформируемым материалам является их высокая пластичность при высоких или нормальных температурах, которая обеспечивает возможность горячей обработки давлением; высокая пластичность при нормальных температурах даёт возможность упрочнения за счёт холодной деформации.

Составы стандартных деформируемых алюминиевых сплавов определяются ГОСТ 4784. Практически все они образованы на базе твёрдых растворов на основе алюминия с элементами, имеющими переменную растворимость в зависимости от температуры.

Такой тип твёрдых растворов создаёт предпосылки для упрочнения за счёт термической обработки, эффективность которой зависит от степени легированности твёрдого раствора и критерия растворимости. В зависимости от последних факторов деформируемые сплавы можно разделить на 2 группы:

1. неупрочняемые термической обработкой, к которым относятся: технический алюминий, сплавы систем Al-Mn, Al-Mg, изделия из которых поставляются в основном в отожжённом состоянии или после некоторого упрочнения путём холодной деформации;

2. упрочняемые за счёт термической обработки (закалки и старения) и в таком состоянии применяются в конструкциях. При выборе условий эксплуатации для них необходимо учитывать разупрочнение, получаемое при повышенных температурах.

6.1 Деформированный алюминий.

Области использования технического алюминия определяются его высокой химической стойкостью на воздухе и в некоторых агрессивных средах, высокими тепло- и электропроводностью. Использование алюминия как электротехнического материала будет рассмотрено ниже в

главе 7. Здесь же уместно отметить, что чистый алюминий имеет чрезвычайно высокие пластические свойства, которые позволяют получать из него фольгу (толщиной от 4,5 до 350 мкм), которая применяется для конденсаторов и как упаковочный материал.

При производстве слитков из алюминия следует учитывать особенности, связанные с типом структуры и наличием металлических и неметаллических примесей.

Чистый алюминий склонен к образованию грубозернистой столбчатой структуры, которая снижает технологическую пластичность сплавов и может явиться причиной появления трещин при пластической обработке давлением. Устранение этого недостатка может быть достигнуто путём модифицирования Sc, Ti, B [24, 25].

Скандий образует с алюминием соединение $ScAl_3$, которое является центром кристаллизации алюминия и твёрдых растворов на его основе. Однако Sc для модифицирования алюминия не применяется по экономическим соображениям, а используют Ti и B, которые вводятся в виде тройной лигатуры Al-Ti-B.

Модифицирующая способность лигатуры зависит как от химического, так и от фазового состава её. Чем мельче интерметаллиды $TiAl_3$ и TiB_2 , присутствующие в структуре лигатуры, тем выше её модифицирующая способность. В связи с этим введение лигатуры в расплав проводят в виде прутка $\Phi 5-10$ мм, получаемого путём деформирования слитков, отлитых через водоохлаждаемый лоток [25].

Относительно механизма модифицирования считается, что диборид титана (TiB_2) является подложкой для кристаллизации на ней алюминида титана ($TiAl_3$), который выполняет роль центра кристаллизации для алюминия.

Соотношение между Ti и B, обеспечивающее наибольший модифицирующий эффект, по различным данным меняется от (1,4-2,2):1 до (20-40):1. Большинство исследователей считают соотношение $Ti/B=5/1$ наиболее оптимальным. Содержание титана и бора в сплаве в зависимости от качества лигатуры должно составлять от 0,0025 до 0,05%Ti и от 0,0006 до 0,01% B. При высоком качестве и оптимальном количестве вводимой лигатуры размер зерна в слитках любого размера составляет 0,2-0,3мм.

Вторая особенность связана с соотношением таких примесей в слитках, как Fe и Si.

В технических сортах алюминия в равновесии с алюминиевым твёрдым раствором могут находиться Si, FeAl₃, AlFeSi фазы. Наиболее низкую температуру кристаллизации равную 577⁰С имеет эвтектика α_{Al}+Si. В неравновесных условиях кристаллизации эта эвтектика может появиться уже при содержании Si=0.05%, поэтому возможно образование горячих трещин при литье или горячей обработке давлением.

Интерметаллические соединения как двойные так и тройные кристаллизуются при более высоких температурах, устраняя опасность образования трещин.

Для исключения появления двойной (α_{Al}+Si) эвтектики необходимо, чтобы содержание железа превышало содержание кремния, что предусматривается ГОСТ11069. При невыполнении по какой-либо причине этого соотношения приходится вводить железо. Уменьшить вредное влияние железосодержащих фаз можно за счёт дополнительного легирования металла элементами-компенсаторами: марганцем, хромом, ванадием и др.

Деформированный и отожжённый алюминий имеет невысокие прочностные свойства: σ_{0,2}=(30-40)МПа; σ_в=(80-100)МПа, НВ=200-300МПа. При этом пластические свойства остаются на высоком уровне: δ=(35-40)%.

6.2 Сплавы алюминия с марганцем

Сплавы Al-Mn имеют более высокие механические свойства, чем технический алюминий и характеризуются высокой коррозионной стойкостью. Характер взаимодействия Al с Mn определяется диаграммой состояния (рис.6.1).

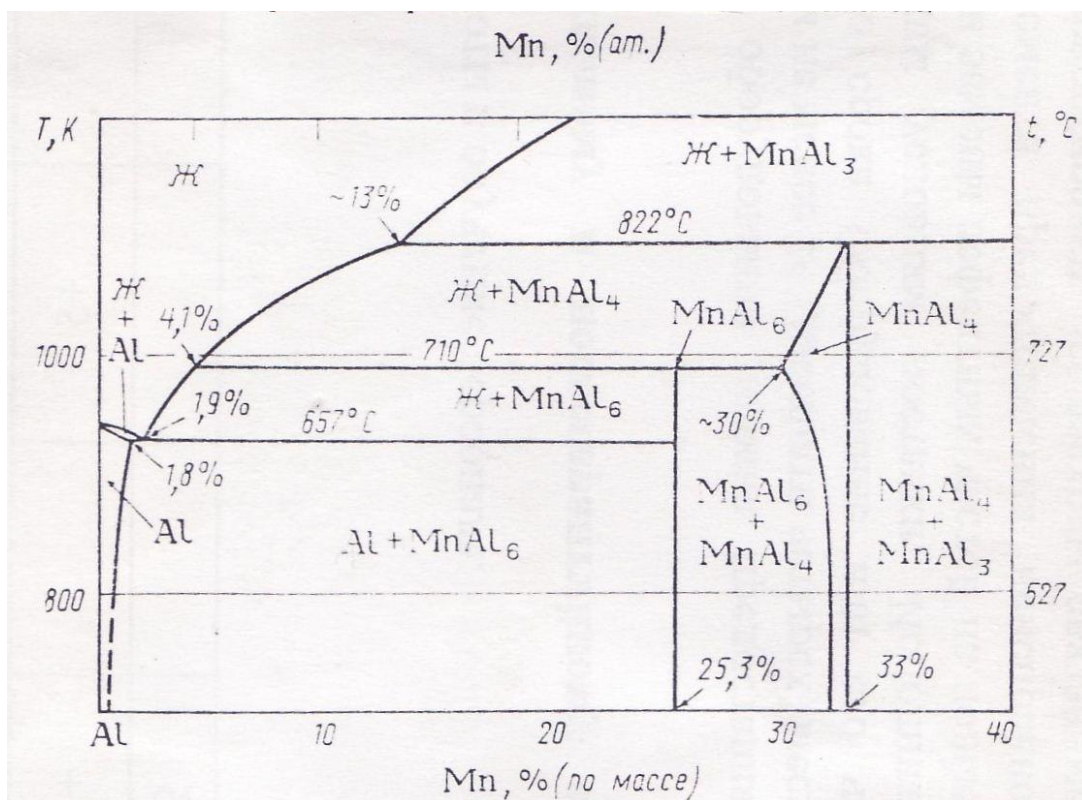


Рис. 6.1 Диаграмма состояния Al – Mn.

Видно, что критерий растворимости марганца в алюминии мал, поэтому сплавы практически не упрочняются за счёт термической обработки. В промышленности используются сплавы с содержанием марганца от 1,0 до 1,6%. Термическая обработка ограничивается отжигами. Слитки, отлитые полунепрерывным способом в кристаллизаторы с непосредственным выходом воды на слиток, затвердевают с высокими скоростями охлаждения. В этом случае значительное количество марганца удерживается в пересыщенном твёрдом растворе. Поэтому такие слитки перед деформацией подвергают термообработке с целью выделения максимального количества марганца из раствора и коагуляции выделений [8].

Гомогенизация наиболее эффективна при температурах вблизи ликвидуса сплавов. Кроме того, применяются отжиги для частичной или полной рекристаллизации.

Имея узкий интервал затвердевания и высокую скорость охлаждения слитки склонны к грубозернистой структуре. Для получения

мелкодисперсной равноосной структуры необходимо модифицирование лигатурой Al-Ti-B.

Примеси Fe и Si связывают часть марганца в нерастворимые в твёрдом растворе соединения $(FeMn)Al_6$, $(FeMn)_3SiAl_{15}$ [8], которые, выделяясь в виде иголок или пластинок, снижают пластические свойства.

Сплавы Al-Mn применяются в виде труб, прутков, листов ленты в отожжённом состоянии. При этом они имеют невысокие прочностные и очень высокие пластические свойства. Повысить прочность можно за счёт холодной деформации, причём степень нагартовки составляет около 40% (полунагартованное состояние – АМцП) или 80% (нагартованное – АМцН). Ниже приведены механические свойства сплавов этого типа.

Состояние сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
Отожжённое	100-120	40-60	30-40	260-300
полунагартованное	140-170	120-140	8-10	350-400
нагартованное	180-210	160-190	4-8	520-580

6.3 сплавы системы Al-Mg.

Магний является основным легирующим элементом в магниевых сплавах, которые после холодной деформации имеют высокие прочность и пластичность наряду с высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью.

Уровень механических свойств определяется, в основном содержанием магния, которое для разных марок сплавов, входящих в ГОСТ 4784 меняется от 1,8 до 6,8% (сплавы типа АМг2, АМг3, АМг5, АМг6). При более высоком содержании магния существенно снижается коррозионная стойкость. Ранее в п. 4.1 уже отмечалось, что при таком содержании магния упрочнение, достигаемое за счёт термической обработки невелико, поэтому сплавы применяются в отожженном или нагартованном состоянии.

Во все составы деформируемых Al-Mg сплавов входит марганец в количествах от 0.2 до 0.8%, который нейтрализует вредное влияние железа и повышает коррозионную стойкость. Для аналогичных целей может применяться хром (0,1-0,2)%. Титан или титан с бором добавляют для

измельчения зерна, бериллий – для уменьшения окисляемости расплава. Структура слитков деформируемых алюминиевых сплавов при нормальных температурах состоит из α – твёрдого раствора с различным количеством $\beta(\text{Mg}_5\text{Al}_8)$ фазы. При наличии Mn и примесей Fe и Si образуются различные марганцовистые фазы (AlMg_2Mn , AlFeSiMn) и силицид магния Mg_2Si .

При нагреве под горячую обработку давлением происходит гомогенизация структуры, сопровождающаяся растворением β – фазы и силицида магния. Марганцовистые фазы практически не растворяются и сохраняются даже при высоких температурах. Наиболее высокопрочный среди стандартных магниевых сплав AMg6 в отожжённом состоянии обеспечивает: $\sigma_{\text{в}}=(300-350)\text{МПа}$; $\sigma_{0,2}=(180-200)\text{МПа}$; $\delta=(20-25)\%$.

Некоторое дополнительное (10-15%) упрочнение может быть достигнуто за счёт холодной деформации.

Ранее в п. 4.1 отмечалась положительная роль циркония, который способствует измельчению дендритных ячеек и β – фазы, выделяющейся в междоузльных пространствах. При высокотемпературном нагреве достигается более полное и быстрое её растворение и получение более гомогенного твёрдого раствора. Кроме того, цирконий связывает часть вакансий в комплексы атом циркония – вакансии, способствуя тем самым, замедлению процессов старения твёрдого раствора. В связи с этим появляется возможность повышения содержания магния до (7,5-8,0)% с соответствующим повышением прочностных характеристик. Самыми вредными примесями для Al-Mg сплавов являются щелочные металлы, особенно, натрий, о чём уже говорилось ранее. Поэтому для уменьшения содержания натрия производится в большинстве случаев рафинирующая обработка расплава.

6.4 Сплавы системы Al-Mg-Si

Первоначально сплавы этого типа содержали только Mg и Si, затем их стали легировать и другими элементами. В настоящее время составы промышленных сплавов этой группы (АД31, АД33, АД35, АВ) лежат вблизи квазибинарного разреза $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ и укладываются в пределы, %:(0,4-1,4)Mg; (0,3-1,2)Si; (0,15-0,6)Cu; (0,10-0,5)Cr; (0,5-0,9)Mn.

Основным упрочнителем в этих сплавах является фаза Mg_2Si , имеющая высокую твёрдость и прочность. Переменная растворимость этой фазы в зависимости от температуры обеспечивает возможность упрочнения за счёт термической обработки. Естественное старение протекает медленно, поэтому требуется искусственное старение.

Соотношение Mg/Si в фазе Mg_2Si равно 1,73. При уменьшении этого соотношения в структуре в литом состоянии наряду с Mg_2Si может присутствовать кремний. Кроме того, сплавы содержат различное количество Mn , Cr , Cu и Fe ; поэтому в структуре могут присутствовать $AlFeSi$, $AlCrFeSi$, $AlMnFeSi$.

При избытке Mg увеличиваются прочностные свойства, но понижаются пластичность и деформируемость. Аналогичное влияние оказывает легирование сплавов медью. С другой стороны при избытке кремния растут и прочность и пластичность.

Хром и марганец нейтрализуют вредное влияние железа, способствуют повышению механических свойств. В связи с этим, в зависимости от состава сплавов можно в широких пределах регулировать соотношение между прочностью и пластичностью и менять их за счёт степени и способа деформации и режима термической обработки: $\sigma_B=150-400$ МПа; $\sigma_{0,2}=60-300$ МПа; $\delta=10-30\%$.

Сплавы характеризуются высокой коррозионной стойкостью, хорошо свариваются, способны воспринимать различные покрытия.

Хром, марганец и цирконий затрудняют процессы рекристаллизации и способствуют сохранению текстурированного состояния вплоть до температур закалки. Вследствие пресс-эффекта наблюдается как общее упрочнение, так и резкое проявление анизотропии свойств в продольном и поперечном направлениях.

Медь облегчает процессы рекристаллизации при термической обработке, способствуя изотропности свойств.

6.5 Сплавы системы Al-Cu-Mg (дюралюмины)

Впервые сплав системы Al-Cu-Mg был запатентован в 1907 году немцем Альфредом Вильмом, который продал патент немецкой фирме, начавшей выпуск металла в городе Дюрене. Отсюда и название сплавов

как дюралюмин (алюминий из Дюрена). Существующие в настоящее время в ГОСТ4784 дюралюмины системы Al-Cu-Mg можно разделить на 3 группы, которые отличаются в основном содержанием магния:

- низколегированные (Д18, В65), содержащие небольшие количества Mg (0.15-0.50)% и достаточно большое количество меди (от 2,2% до 4,5%), $\Sigma(\text{Cu}+\text{Mg})$ меняется от 2,4 до 4,8%
- среднелегированные (Д1), которые содержат большее количество магния (0,4-0,8)% и близкое количество меди (3,8-4,8), $\Sigma(\text{Cu}+\text{Mg})$ меняется от 4,2 до 5,6%.
- Высоколегированные (ВД17, Д16, Д19), с содержанием (2,6-4,9)% меди и (1,2-2,6)% магния, $\Sigma(\text{Cu}+\text{Mg})$ меняется от 4,6 до 6,7%.

Кроме основных легирующих элементов на свойства дюралюминов оказывают такие примеси как Fe и Si. При $\text{Fe}/\text{Si} < 1$, возникает склонность к горячеломкости сплавов.

Практически все составы дюралюминов системы Al-Cu-Mg содержат марганец в количествах от 0,3 до 1,0%, который нейтрализует вредное влияние железа и способствует повышению жаропрочности.

В зависимости от соотношения меди и магния состав упрочняющих фаз различен, соответственно можно получить различный уровень механических свойств. При соотношении $(\text{Cu}:\text{Mg}) > (8:1)$ основным упрочнителем является фаза CuAl_2 (сплавы Д20, В65, Д21 во всём диапазоне концентраций и сплавы Д1, Д18, когда содержание меди ближе к верхнему, а магния – к нижнему пределу).

Если концентрация меди превышает содержание магния более 4-х и менее 8 раз, то образуются 2 соединения CuAl_2 (θ – фаза) и CuMgAl_2 (S – фаза). Такая структура возможна для сплавов Д1 и Д18 в основном диапазоне концентраций.

При соотношении меньшем, чем в 4 раза образуется только S- фаза (Д1п*, Д16, Д16п, Д19).

Буква п означает, что сплав предназначен для заклёпочной проволоки.

Структура литых сплавов в большинстве случаев представляет собой дендриты твёрдого раствора Cu и Mg в Al с включениями различных эвтектик, располагающихся в междендритных ячейках и по границам

зёрен. Большинство неравновесных эвтектик имеют низкую температуру плавления, что приходится учитывать при выборе температурного режима гомогенизации слитков перед пластической деформацией. В результате гомогенизации получается α – твёрдый раствор с включениями железосодержащих фаз. После пластической деформации и последующего отжига получаем гетерогенную структуру.

Для получения высоких прочностных характеристик сплавы подвергают закалке с последующим старением.

Закалка дюралюмина заключается в нагреве до определённых температур (Д1 до 505-510⁰С, Д16 до 495-502⁰С) и после выдержки в течение нескольких часов быстрым охлаждением в воде. Сразу после закалки сплавы имеют высокие пластические свойства, но с течением времени в результате естественного старения прочность возрастает, а пластичность и деформируемость ухудшаются. Длительность сохранения периода высокой пластичности зависит от состава сплава: для сплава Д1 – 2 часа, для Д16 – до 30 минут, а сплав В65 практически не стареет.

Старение начинается с образования ЗГП, преимущественно в местах расположения дефектов упаковки. Зоны с упорядоченной структурой в виде цилиндров растут до потери когерентности с матрицей и образования стабильных фаз.

Режим старения дюралюминов заключается в вылёживании сплавов после закалки в течение 4-5 суток при комнатной температуре (естественное старение) или кратковременной выдержке при нагреве (искусственное старение). При естественном старении образуются в основном зоны Гинье – Престона, а при искусственном могут образоваться метастабильные или стабильные фазы. Прочность и твёрдость при этом снижаются по сравнению с естественно состаренными сплавами.

На этом явлении основан «возврат» металла, в результате которого естественно состаренный твёрдый сплав можно перевести в мягкое пластичное состояние после кратковременной выдержки при температурах около 250⁰С. Максимальную прочность дюралюминов получают в результате нагартовки материала, прошедшего естественное старение.

Соответственно механические свойства в зависимости от состава сплавов и их состояния меняются в очень широких пределах и составляют: $\sigma_{0,2}=(100-400)\text{МПа}$; $\sigma_{\text{в}}=(200-500)\text{МПа}$; $\delta=(15-30)\%$.

Самыми высоколегированными дюралюминами системы Al-Cu-Mg являются сплавы Д16 и ВД17 с достаточно близкой суммой меди и магния. При этом в сплаве Д16 содержание меди (3,8-4,9) примерно в 3 раза превышает содержание магния (1,2-1,8).

Сплав ВД17 отличается от Д16 пониженным содержанием меди (2,6-3,2) и более высоким содержанием магния (2,0-2,4).

Несмотря на общий высокий уровень механических свойств обоих сплавов, свойства сплава Д16 при нормальных температурах несколько выше. В то же время уменьшенное содержание меди и повышенное содержание магния и марганца обеспечило сплаву ВД17 по сравнению с Д16 более высокую жаропрочность. Изделия из ВД17 в виде штамповок рекомендуется применять при температурах до $250-300^{\circ}\text{C}$, в то время как для сплава Д16 эти температуры не превышают 200°C .

Следует отметить, что дюралюмины имеют более низкую коррозионную стойкость по сравнению с Al, Al-Mn и Al-Mg сплавами. При этом надо иметь в виду, что она более высокая и имеет характер общей коррозии в закалённом и естественно состаренном состоянии, когда вся медь находится в растворе или ЗГП1. Наихудшая коррозионная стойкость соответствует искусственно состаренным сплавам до ЗГП2 или до начала образования метастабильных фаз. При этом проявляется тенденция к межкристаллитной коррозии. В перестаренном состоянии имеет место питтинговая коррозия.

Для большинства сплавов оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств достигается при структуре, соответствующей максимальному развитию межкристаллитной коррозии. В связи с этим не рекомендуется применение этих сплавов в условиях интенсивного протекания коррозионных процессов, например в тропической или морской средах.

Влияние коррозии на свойства и долговечность изделий определяется типом коррозии. Наиболее опасны межкристаллитная коррозия и коррозия под напряжением. Показано, что питтинговая

коррозия, возникающая в листах, находящихся в течение нескольких лет в морской атмосфере, даже при образовании сплошных отверстий, снижает прочность не более, чем на 30-40%. В то же время материалы, находящиеся в состоянии максимального развития межкристаллитной коррозии разрушаются в той же среде в течение нескольких месяцев или даже недель. Кроме того последний тип коррозии трудно выявить.

Важная особенность коррозии под напряжением деформированных полуфабрикатов заключается в анизотропности. Сопротивление коррозионному растрескиванию максимально, когда растягивающие напряжения действуют в долевом направлении по отношению к волокну (в направлении течения металла), меньше в поперечном направлении и минимально в высотном направлении.

Лучший метод защиты от коррозии - плакирование чистым алюминием. Плакировку обычно приваривают под давлением при горячей деформации пакета состоящего из листов или плит основного сплава и листового плакирующего материала.

Важная проблема, касающаяся плакирования связана с диффузией элементов из основного материала в плакировку и соответствующим снижением толщины плакирующего слоя.

В связи с этим толщина плакирующего слоя должна быть не ниже некоторой минимальной толщины (30-50 мкм). Стандартная толщина плакирующего слоя – 4% на сторону для толщины листа до 2,5 мм и 2% при толщине листа более 2,5 мм. Иногда для тонких листов с повышенной коррозионной стойкостью применяют толщину плакирующего слоя, равную 8% на сторону.

Плакированные материалы имеют высокую коррозионную стойкость, сравнимую с коррозионной стойкостью алюминия. Защитное действие плакировки распространяется даже на обнажённые края или пятна, где плакировка отсутствует, на расстояние до 20-30мм.

Прочность плакированных материалов снижается по сравнению с прочностью основного материала, и величина снижения зависит от толщины плакировки, однако даже при 10% толщине её снижение составляет не более 5-7%.

6.6 Дюралюмины, дополнительно легированные никелем, железом, марганцем и кремнием.

Эти сплавы обладают лучшими по сравнению с дюралюминами Al-Cu-Mg технологическими свойствами и используются в виде штамповок или поковок и обозначаются АК (алюминиевые ковочные). В то же время они являются наиболее сложнолегированными деформируемыми алюминиевыми сплавами. Почти во все составы, за исключением АК 4-1, входит кремний, среднее содержание которого составляет (0,8-0,9)%. В дополнение к кремнию сплавы могут содержать никель, железо или марганец. В тех сплавах, в состав которых входит марганец (АК6, АК8), отсутствуют железо и никель и наоборот.

Одним из первых нашедших применение был сплав АК, который содержал сравнительно с поздними сплавами АК4 и АК4-1 повышенное количество меди (3,5-4,5), пониженное содержание магния (0.4-0.8%), повышенное содержание никеля (1.8-2.3%) и не имел в своём составе железа.

Самыми сложнолегированными сплавами являются шестикомпонентные сплавы АК4 и АК4-1. Химический состав АК4 следующий:

1,9-2,5 (в среднем 2,2)%Cu; 1,4-1,8 (в среднем 1,6)% Mg; 1,0-1,5 (в среднем 1,25)% Ni; 1,1-1,6 (в среднем 1,35)% Fe; 0,5-1,2 (в среднем 0,85)% Si; остальное алюминий.

Сплав АК4-1 является аналогом АК4, но кремний (до 0,35) входит как примесь и дополнительно модифицирован титаном (0.02-0.10)%.

По основным легирующим элементам (меди и магнию) сплавы АК4 и АК4-1 можно считать малолегированными. Сумма этих элементов не превышает 4,0-4,3%.

Упрочняющими фазами в этих сплавах являются Al_2CuMg и Mg_2Si (в сплавах АК2 и АК4). Железо и никель, если они присутствуют в равных количествах образуют нерастворимую фазу Al_9NiFe . В этом случае медь полностью входит в твёрдый раствор.

В случае избытка никеля образуется соединение Al_6Cu_3Ni (в сплаве АК2), а при избытке железа Al_7Cu_2Fe , которые связывают часть меди в нерастворимое состояние; эти соединения повышают жаропрочность и

износостойкость сплавов. Поэтому они находят применение для деталей, работающих при повышенных температурах (детали колёс, крыльчатки компрессоров, диски, поршни и др.).

Учитывая, что часть меди в сплаве АК2 не участвует в упрочнении твёрдого раствора, сплавы АК4 и АК4-1 имеют более высокие механические свойства, особенно жаропрочность, при меньшей суммарной легированности [$\Sigma(\text{Cu}+\text{Mg})$]. Отсутствие кремния в сплаве АК4-1 также способствует повышению жаропрочности. Соответственно, в порядке возрастания жаропрочности сплавы располагаются в ряд: АК2→АК4→АК4-1. Отрицательное влияние кремния на жаропрочность связано с образованием фазы Mg_2Si и уменьшением количества фазы Al_2CuMg и оно тем сильнее, чем больше содержание кремния, выше температура и длительнее время нагрева. В то же время при нормальных температурах прочность закалённых и состаренных сплавов под влиянием кремния повышается, т.к. очень сильно возрастает эффект искусственного старения.

Сплавы АК6 и АК8 отличаются от традиционных дюралюминов Д18 и Д1 наличием кремния (в среднем 0.6-0.7%), а между собой - содержанием меди (в среднем в сплаве АК6 2,2% и в сплаве АК8 – 3,5%). Содержание магния и марганца в них примерно одинаковое и составляет в среднем около 0,6%. Как и все предыдущие дюралюмины эти сплавы упрочняются за счёт закалки и естественного или искусственного старения, причём упрочняющий эффект в сплаве АК8 проявляется в большей степени по сравнению с АК6. Упрочняющими фазами в них являются Mg_2Si , $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$, CuAl_2 . Наряду с ними в структуре имеется нерастворимая фаза AlFeSiMn .

Большее количество S-фазы в сплаве АК8 обеспечивает большую жаропрочность.

Коррозионная стойкость сплавов типа АК, особенно легированных Fe и Ni, как и для традиционных дюралюминов остаётся на низком уровне. После термической обработки по стандартным режимам (закалка и искусственное старение) эти сплавы склонны к коррозионному растрескиванию под напряжением, поэтому в условиях эксплуатации они должны надёжно защищаться.

6.7 Высокопрочные алюминиевые деформируемые сплавы.

Самыми высокопрочными среди алюминиевых сплавов являются сплавы на основе системы Al-Zn-Cu-Mg. В связи с этим маркировка сплавов начинается с буквы В: В93, В94, В95, В96. Отличие этих сплавов от дюралюминов заключается, как правило, в более низком содержании меди (в среднем от 1,0 до 2,5%), и большом содержании цинка (в среднем от 6,0 до 8,0%).

При этом среднее содержание магния (от 1,9 до 2,65%) в высокопрочных сплавах немного превышает среднее содержание его в большинстве дюралюминов (за исключением ВД17 и Д19). Содержание марганца мало отличается от содержания его в сплавах других систем (за исключением сплавов типа АМц) и составляет в среднем 0,35-0,40%. Изменения химического состава по сравнению с дюралюминами изменяет фазовый состав. В высокопрочных сплавах отсутствуют упрочняющие фазы $\theta(\text{CuAl}_2)$, $S(\text{CuMgAl}_2)$, содержащиеся в дюралюминах, а в структуре литых и отожжённых сплавов появляются новые, образованные с участием цинка, такие как MgZn_2 , AlZnMgCu (Т-фаза).

При примерно равных количествах Fe и Si образуется соединение AlFeSi , а в присутствии Mn – AlFeSiMn , устраняя тем самым образование Mg_2Si , которая оказывает меньший упрочняющий эффект по сравнению с MgZn_2 и AlCuMgZn . В этом случае магний полностью высвобождается для участия в фазовых превращениях в процессе термической обработки.

Основной упрочняющей фазой является MgZn_2 , поэтому эффект упрочнения под влиянием термической обработки зависит от суммарного содержания Mg и Zn, которое должно быть не менее 3-4%.

Термическая обработка высокопрочных сплавов включает закалку и естественное или искусственное старение. Искусственное старение закалённого твёрдого раствора начинается с образования ЗГП1, затем ЗГП2, метастабильных фаз и при длительной выдержке заканчивается образованием стабильных фаз. Естественное старение ограничивается первой стадией. При этом прочностные характеристики повышаются, а пластические снижаются. Для достижения максимального упрочнения при естественном старении требуются выдержки в течение нескольких месяцев. Поэтому на практике применяют искусственное старение.

Также как дюралюмины естественно состаренные высокопрочные сплавы обладают свойством возврата в свежезакалённое состояние под воздействием повышенных температур. Чем выше температура, тем быстрее происходит возврат. Например, получение свежезакалённого состояния сплава В95 при 120⁰С достигается в течение 1 часа, при 160⁰С – 5 мин, а при 250⁰С – 10с. Легирующие элементы Zn и Mg, имеют высокий коэффициент диффузии в алюминии, поэтому сплавы имеют невысокую жаропрочность, применяются при температурах не выше 120⁰С.

В зависимости от состава сплава, вида изделия и режима термической обработки могут быть получены типичные свойства: $\sigma_B=500-650$ МПа; $\sigma_{0,2}=400-600$ МПа; $\delta=5-15\%$.

Высокое отношение Zn:Mg, которое меняется для среднего состава сплавов от 2,60 до 4,40 обеспечивает наибольшую прочность и восприимчивость к термической обработке, но при этом наблюдается наибольшая склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением. Для повышения коррозионной стойкости ограничивают содержание железа и кремния. Хром, марганец, цирконий вызывают некоторое упрочнение, но главная их роль состоит в повышении коррозионной стойкости.

Высокопрочные сплавы (типа В95, В96, В93, В94), в отличие от дюралюминов, наиболее низкой коррозионной стойкостью обладают после закалки и естественного старения. Их применяют исключительно в закалённом и искусственно состаренном состоянии. Режим старения подбирают с учётом получения максимальной коррозионной стойкости.

6.8 Алюминиевые деформируемые сплавы специального назначения.

Специальные деформируемые сплавы, составы которых не приводятся в ГОСТ 4784, образованы с участием таких легирующих элементов как Li, Sc, Be. Составы деформируемых сплавов с участием Li и Sc практически ничем не отличаются от литейных, которые приведены в табл.5.4.

Особенность бериллия как легирующего элемента заключается в том, что он, будучи лёгким металлом (плотность 1840 кг/м³), обладает

чрезвычайно высоким модулем нормальной упругости (311640МПа), поэтому легирование алюминия бериллием аддитивно повышает его модуль нормальной упругости. Алюминий и бериллий образуют диаграмму эвтектического типа с температурой эвтектики 645⁰С и эвтектической концентрацией, которая по разным источникам составляет 1,4 или 1,15. Химических соединений с бериллием алюминий не образует. Растворимость бериллия в алюминии при эвтектической температуре составляет 0,3%, а при комнатной температуре – 0,1-0,12%. Железо и кремний уменьшают растворимость его, а медь увеличивает.

Увеличение содержания бериллия приводит к непрерывному повышению твёрдости, прочности, модуля нормальной упругости и снижению плотности и пластичности.

Структура сплавов представляет собой гетерогенную систему, в которой на фоне мягкой основы располагаются твёрдые частицы бериллия.

Американской фирмой Локхид предложены двойные Al-Be сплавы с содержанием 57-76% Be. Однако при таких содержаниях бериллия пластичность сплавов становится низкой. Прессованный сплав с 64% Be имеет в отожжённом состоянии $\sigma_B=363$ МПа, $\delta=9\%$ и $E=196000$ МПа.

Фридляндером И.Н. с сотрудниками [27] достигнуто более эффективное повышение свойств за счёт дополнительного легирования при одновременном снижении содержания бериллия. Разработаны 2 группы сплавов:

1. сплавы, не упрочняемые термической обработкой, имеющие $\sigma_B=(390-590)$ МПа; $\delta=(8-20\%)$; $E=(98000-176000)$ МПа при содержаниях 15-60% Be с суммой других легирующих элементов до 15%.

2. сплавы, упрочняемые термической обработкой, имеющие $\sigma_B=(510-680)$ МПа; $\delta=(8-12\%)$; $E=(113000-142000)$ МПа. По удельному модулю упругости эти сплавы превосходят не только применяемые в промышленности другие сплавы на алюминиевой основе, но также титановые сплавы или стали. Сложнолегированные сплавы способны кратковременно работать до 400-450⁰С.

Прессование и прокатку производят при температурах вблизи эвтектической. Возможна холодная прокатка с частыми отжигами при 600⁰С. Возможность получения конструкций, обладающих высокой

жѐсткостью определяют применение их в авиации для плоских деталей оперения, килей, элеронов и т.д. К недостаткам сплавов следует отнести их высокую токсичность при плавке, сварке и других процессах, во время которых выделяются пары и пыль бериллия. Всё это требует выделения отдельных помещений для плавки, литья и обработки. Высокая склонность к газопоглощению заставляет применять вакуумную плавку.

7. ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИЙ АЛЮМИНИЙ И ПРОВОДНИКОВЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ.

7.1 Сравнительная характеристика физических свойств алюминия и меди

Как проводниковый материал алюминий характеризуется высокой электропроводностью, уступая по этому показателю только золоту, серебру и меди. Наряду с этим малая плотность, высокая коррозионная стойкость в атмосферных условиях, нейтральность по отношению к изоляционным материалам (лакам, термопластам, маслам), в том числе и при повышенных температурах, малая магнитная восприимчивость делают алюминий незаменимым материалом для проводников тока.

Электропроводность кабеля, предназначенного для передачи энергии на расстояние, определяет уровень потерь, а прочностные показатели сплава – расстояние между опорами.

Соответственно материалы на основе алюминия, применяемые в электротехнической промышленности можно разделить на 2 группы:

1. проводники, составы которых мало отличаются от технического алюминия А5 (марки АЕ, АД) и имеют высокую электропроводность. Упрочнение достигается за счёт холодной деформации. Применяются для изготовления проводов и кабелей;

2. сплавы на алюминиевой основе (АЕ1, АЕ2, АВЕ и др.) имеют более высокую прочность, но более низкую электропроводность. Применяются для проводов линий электропередач, гибких проводов с изоляцией, токоведущих шин, обмоток трансформаторов, профилей и др. Упрочнение достигается за счёт термической обработки (закалка с последующим искусственным старением) или холодной деформации.

Экономическая целесообразность применения алюминия и его сплавов в качестве проводниковых материалов базируется на меньшей его стоимости по отношению к меди и более простом технологическом процессе получения алюминиевой катанки. Некоторые физические и электрические свойства меди и алюминия приведены в табл. 7.1.

Таблица 7.1

Физические и электрические свойства алюминия и меди.

№	Свойство	Материал	
		медь	алюминий
1	Плотность, кг/м ³ (20 ⁰ С)	8940	2740
2	Электропроводность,* м/Ом мм ² При 20 ⁰ С 60 ⁰ С	56 48	35 30
3	Отношение электропроводности к плотности x10 ²	6,3	13,0
4	Удельное электросопротивление при 20 ⁰ С, Ом ·мм ² /м	0,0178	0,0286
5	Температурный коэффициент электросопротивления в интервале 1-100 ⁰ С, град ⁻¹	0,0038	0,0040
6	Температура плавления, ⁰ С	1083	660
7	Теплота плавления, кал/г(кал/см ³)	43,3(385)	92,4(250)
8	Предельная термическая плотность тока, А/мм ²	154	102
9	Плотность тока плавления, А/мм ²	3060	1910

*Электропроводность – величина обратная электросопротивлению и имеет размерность м/Ом · мм². Часто её выражают в процентах к Международному стандарту, которым является электропроводность отожжённой меди с удельным электрическим сопротивлением 0,017241 Оммм²/м. Отсюда стандартное значение электропроводности, принятое за 100% равно 58,0 м/Ом · мм².

Из таблицы видно, что алюминиевые проводники равного сечения с медью уступая ей по электрическим характеристикам, существенно (в 2 раза) превосходят её по отношению электропроводности к плотности, соответственно, путём увеличения сечения алюминиевого проводника можно добиться равных электрических показателей при меньшей массе проводника. Ниже приводятся показатели равного сопротивления алюминиевых проводников, выраженные в процентах к меди, показатели которой приняты равными 100%:

Поперечное сечение	160
Диаметр и поверхность	127

Масса	48,5
Ток плавления	100

Из этих данных следует, что получение на алюминиевых проводниках равного с медью сопротивления достигается при массе их более чем в 2 раза меньшей, чем для меди.

7.2 Влияние примесей на электропроводность алюминия.

Электропроводность как структурно чувствительная величина сильно зависит как от количества легирующих элементов и примесей, так и от степени наклёпа и термической обработки.

Если инородные атомы образуют с основой твёрдые растворы, то удельное электросопротивление увеличивается прямо пропорционально количеству растворённого элемента и может быть определено по выражению:

$$\rho = \rho_{20} + \rho^*; \quad \rho^* = c \cdot \varepsilon \quad (7.1)$$

где ρ_{20} – удельное сопротивление чистого растворителя при 20⁰С; ρ^* – добавочное электрическое сопротивление; c – атомная концентрация добавки, %; ε – добавочное сопротивление на 1% (атомный) добавки.

Из этой формулы видно, что электрическое сопротивление слабо концентрированного твёрдого раствора складывается из 2^x составляющих: электрического сопротивления растворителя и увеличения электросопротивления, обусловленного влиянием растворённых атомов.

Следовательно, электропроводность с увеличением содержания инородных атомов уменьшается в концентрационной области до предельной растворимости по гиперболическому закону.

При переходе за предельную растворимость электропроводность при увеличении концентрации уменьшается линейно.

Возрастание электрического сопротивления, вызванное одним атомным процентом добавки различно, в зависимости от физической природы её. Считается, что оно зависит от валентности растворителя и растворённого вещества. Чем больше это различие, тем больше увеличение добавочного электрического сопротивления, т.е.

$$\varepsilon = a + b(z - z_p)^2, \quad (7.2)$$

где a и b – константы, z и z_p – валентности легирующего элемента и растворителя;

По влиянию на электропроводность отожженного (равновесного раствора) алюминия все присутствующие в нём примеси можно разделить на 3 группы:

1. элементы, которые, присутствуя в количествах 0,1-0,2% (атомных), не оказывают существенного влияния на снижение электропроводности. Сюда относятся мало растворимые в твёрдом алюминии Cd, Pb, Sn, Bi, Ni, Fe, Co, Ca, W, а также такие хорошо растворимые легирующие, как Zn, Cu, Si;

2. Элементы сильно снижающие электропроводность. К этой группе относятся легирующие элементы Li, Be, а также переходные Ti, Zr, V, Mn, Cr;

3. Элементы, занимающие промежуточное положение: Mg, W.

Железо и кремний являются основными примесями, неизбежно присутствующими в алюминии. При одинаковом суммарном содержании (Fe+Si) наименьшее значение электрического сопротивления наблюдается при отношении Fe/Si (по массе), различающемся по различным данным от 1,3 до 4,0.

Даже тысячные доли элементов 2 группы (Ti, Cr, Mn, V) снижают электропроводность значительно больше, чем Fe и Si, находящиеся в десятых долях процента. Зависимость электросопротивления от химического состава, установленная в ВАМИ, выглядит следующим образом:

$$\rho = 0,0264 + 0,007Si + 0,0007Fe + 0,04 \sum (Ti + V + Cr + Mn), \quad (7.3)$$

С учётом всех высказанных выше соображений в алюминии марки АЕ (ГОСТ11069) предназначенном для электротехнических целей при допуске содержания Fe равном 0,35%, содержание кремния не должно превышать 0,12%, а сумма (Cr+Mn+Ti+V) ограничивается до 0,01%.

Измеряемое сопротивление отожженной при $(350 \pm 20)^\circ\text{C}$ проволоке из этого сплава при 20°C должно быть не более 0,0280 (Ом · мм²/м). Соответственно электропроводность равна 35,7 м/Ом·мм².

Для нейтрализации вредного влияния Ti, Mn, Cr, V предложено вводить тысячные или сотые доли процента бора. Считается, что небольшие по размеру атомы бора ($0,9\text{\AA}$) образуют нерастворимые бориды, выводя указанные выше примеси из твёрдого раствора. Учитывая модифицирующую роль боридов, введение бора следует признать полезным так как при этом происходит одновременно повышение прочностных характеристик (табл.7.2).

Таблица 7.2

Влияние бора на свойства алюминия АЕ

№	Содержание бора, %	ρ , Ом · мм ² /м	Механические свойства		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	-	0,03151	135,2	71,5	25,0
2	0.01	0,03130	149,9	75,5	24,
3	0.10	0,03051	157,8	83,3	21,0

Выявлено положительное влияние и других добавок. В частности показано, что добавки церия в количествах от 0,27 до 1,07% повышают временное сопротивление разрыву алюминия почти в 2 раза, при этом электросопротивление практически не меняется. Одновременно церий повышает коррозионную стойкость.

Аналогичное влияние оказывает скандий, который, наряду с увеличением прочностных свойств, повышает температуру рекристаллизации со 150°C (без Sc) до 600°C (1% Sc).

Данные патентной литературы указывают на положительную роль редкоземельных металлов на механические свойства и коррозионную стойкость алюминия без снижения электропроводности.

Важное значение, особенно для воздушных линий, имеют механические свойства металла, т.к. от величины их зависит расстояние между опорами. По этим показателям электротехнический алюминий значительно уступает проволочным проводникам из меди (табл. 7.3).

Таблица 7.3

**Механические свойства холодно деформированных
алюминия АЕ и меди М0**

Материал	Механические свойства			
	Предел усталости, МПа	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Алюминий АЕ	60,8	184,2	164,6	5,2
Медь М0	107,8	373,4	346,0	9,4

Видно, что свойства алюминиевого провода примерно в 2 раза ниже, чем медного, поэтому для линий электропередач, в которых провода испытывают нагрузки целесообразно применять не чистый алюминий, а более прочные сплавы на его основе, которые должны иметь высокую электропроводность.

Холодная деформация оказывается также неэффективной, т.к. повышение нагрузки и кратковременный нагрев до повышенных температур приводит к полному или частичному разупрочнению. Температура рекристаллизации чистого алюминия составляет примерно 150⁰С, а при длительном нагреве разупрочнение наступает даже при 100⁰С.

7.3 Алюминиевые проводниковые сплавы.

При создании проводниковых сплавов необходимо выбирать такие легирующие компоненты, которые наряду с увеличением прочностных свойств мало повышали бы электрическое сопротивление алюминия. Наряду с этим добавка должна повышать температуру рекристаллизации алюминия и не ухудшать его технологические свойства (способность к сварке, пайке, трещиностойчивость, окисляемость и т.д.).

С точки зрения электропроводности сплавы должны быть малолегируемыми, а составы их должны находиться на квазибинарных сечениях типа А-В_хС_у, где А – металл основы, В_хС_у – интерметаллид, обладающий переменной растворимостью в основе, не содержащий атомов основы.

Для алюминиевых сплавов такими системами являются: Al-Mg₂Si; Al-MgAg, Al-MgZn₂, и некоторые другие.

Возможно создание сплавов с использованием комплекса интерметаллидов $A-B_xC_y-D_zF_k$, например $Al-MgZn_2-Mg_2Si$.

С точки зрения квантовой теории электропроводности электрическое сопротивление в проводнике возникает в результате рассеивания электромагнитной энергии при взаимодействии электромагнитных волн с атомами решётки.

При температуре абсолютного нуля в идеально совершенном кристалле атомы расположены строго периодически и электромагнитные волны беспрепятственно проходят сквозь кристаллическую решётку, не испытывая при этом сопротивления. В реальных условиях металлы – проводники имеют искажённую решётку. Основными источниками искажения являются: тепловые колебания и движение атомов, внедрение инородных атомов, структурные изменения и наличие различных несовершенств (вакансии, дислокации и т.д.).

Усиление химического взаимодействия в случае образования комплексов B_xC_y ведёт к более сильному связыванию электронов чем в неупорядоченном твёрдом растворе и ведёт к уменьшению числа электронов проводимости и увеличивает электросопротивление. Наряду с этим упорядочение ионов в кристаллической решётке ведёт к возникновению более симметричного электрического поля в ионном остове кристаллической решетки и соответствующем снижении электрического сопротивления.

В системах с химическими соединениями возникающее упорядочение в твёрдом растворе вызывает меньшие искажения кристаллической решётки, чем при беспорядочном их распределении. В первом случае искажения локализуются только вокруг образовавшихся комплексов, в то время как при беспорядочном распределении растворённых атомов они характерны для всего объёма.

Соответственно, в первом случае число центров рассеивания электронных волн меньше, чем во втором, что способствует росту подвижности носителей заряда и росту электропроводности.

Таким образом, при отходе от стехиометрических соотношений составов сплавов электрическое сопротивление возрастает, вследствие меньшей регулярности расположения атомов. Для создания

проводниковых сплавов во многих странах, включая Россию, используется система Al-Mg₂Si, в которой обнаружено наличие особых точек.

При суммарном содержании (Mg+Si) равном одному проценту в работе [31] обнаружено, что электропроводность максимальна при соотношении Mg:Si=1,73, что соответствует стехиометрическому их содержанию в соединении Mg₂Si. Во всех остальных случаях электропроводность сплавов Al-Mg-Si ниже.

Важной особенностью сплавов, лежащих на квазибинарном сечении Al-Mg₂Si является их более высокие прочностные свойства, что также объясняется повышенными силами межатомных связей и образованием упорядоченных областей в твёрдом растворе. Общий уровень прочностных свойств зависит от количества Mg₂Si (табл. 7.4)

Таблица 7.4

Механические свойства сплавов Al-Mg₂Si

Содержание Mg ₂ Si, %	ρ , (Ом · мм ² /м)	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
0.4	0.0283	102.9	63.7	25.0
0.8	0.030	150.0	122.5	20.0

Свойства определены на проволоке после термической обработки по режиму закалка с 550⁰С в воду с последующим искусственным старением при 150⁰С в течение 12 часов.

Избыток кремния существенно повышает прочностные свойства с одновременным повышением электросопротивления.

В то же время железо в количествах до 0.5% практически не влияет на электрическое сопротивление, но способствует упрочнению сплавов как с избытком кремния так и без него (табл. 7.5)

Таблица 7.5

Влияние железа на механические свойства сплавов

№	Состав сплава, %				Фазовый состав по расчёту, %		Механические свойства		
	Mg	Si	Fe	Al	Избыток Si	Mg ₂ Si	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	0.120	0.080	-	Ост.	-	0.20	61.7	37.2	36
2	0.125	0.075	0.3	Ост.	-	0.20	93.1	49.0	35

Малое влияние железа на электропроводность объясняется тем, что оно практически нерастворимо в алюминии и при малых содержаниях образует интерметаллиды с алюминием (FeAl_3), а в присутствии кремния сложные интерметаллиды типа AlFeSi . Кроме того введение железа благоприятно с точки зрения снижения горячеломкости за счёт связывания избытка кремния и устранения легкоплавкой ($\alpha+\text{Si}$) эвтектики.

Оптимальное значение прочности и электропроводности сплавов Al-Mg-Si-Fe достигается при определённом соотношении:

$$\% \text{Si} = \frac{\% \text{Mg}}{1,73} + 0,5\% \text{Fe}, \quad (7.4)$$

Такое соотношение обеспечивает полное связывание кремния в соединения Mg_2Si и AlFeSi .

8. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.

Под технологическими литейными свойствами понимается совокупность таких свойств сплавов, которые проявляются в период заполнения формы, затвердевания отливки и дальнейшего её охлаждения. В конечном итоге именно эти свойства в первую очередь определяют возможность получения качественных отливок, используя те или иные технологические процессы литья.

К литейным свойствам традиционно относят жидкотекучесть, линейную и объёмную усадки, и связанные с ними явления, а также ликвационные процессы. Кроме этих иногда в совокупность литейных свойств включают способность расплава взаимодействовать с газами и материалами формы, модифицируемость сплавов и другие, которые оказываются ответственными за формирование эксплуатационных свойств отливки.

В данном разделе рассматриваются только традиционные литейные свойства. Зависимости их от состава сплава, который определяет характер затвердевания, наиболее чётко сформулированы А.А. Бочваром и изложены во многих работах [33, 34].

Существо их заключается в том, что величина литейного свойства в определяющей мере зависит от характера затвердевания, которое в свою очередь определяется концентрационным и температурным интервалами затвердевания сплава.

8.1 Особенности затвердевания сплавов различного состава.

Особенности характера затвердевания обусловлены температурными границами начала и конца затвердевания. Чистые металлы, химические соединения и сплавы эвтектических концентраций затвердевают при постоянной температуре. В этом случае вне зависимости от величины температурного градиента в затвердевающей отливке устанавливается чёткая граница раздела между жидкой и твёрдой фазами с плоским (а) и шероховатым (б) фронтом затвердевания (рис.8.1).

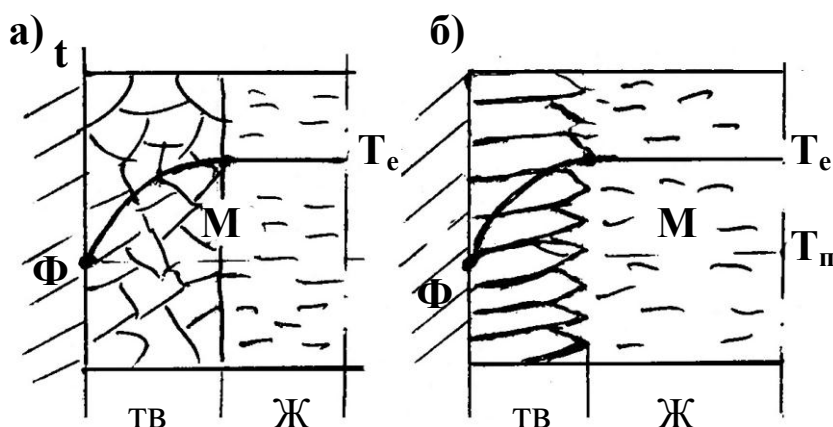


Рис. 8.1 Характер затвердевания металла, кристаллизующегося при постоянной температуре: Ф – форма; М – металл; тв и ж – твёрдое и жидкое состояние; T_n и T_e – температуры на поверхности металла и кристаллизации.

После снятия перегрева при небольших скоростях охлаждения во всей жидкой области устанавливается одинаковая температура, температурный градиент во всех её точках, кроме границы раздела с твёрдой фазой, равен нулю. Температурный градиент устанавливается только на границе раздела жидкой и твёрдой фаз, так как с этой границы

происходит отвод тепла к поверхности отливки. Соответственно только на этой границе происходит рост твёрдой фазы.

Совершенно иная картина наблюдается в сплавах, затвердевающих в интервале температур между ликвидусом и солидусом. Неполнота протекания диффузионных процессов в твёрдой фазе приводит к тому, что, выделяясь при температуре ликвидуса (на самом деле меньшей на величину переохлаждения), центры кристаллизации начинают расти в разветвленной дендритной форме. Ветви отдельных дендритов сплетаются между собой, образуя сетку кристаллов, внутри которой остаются локальные объёмы жидкого металла. Температура, при которой происходит смыкание ветвей дендритов, названа температурой образования непрерывной твёрдой фазы (t_0). Выше этой температуры но ниже ликвидуса сплав представляет собой суспензию, когда в жидкости плавают растущие дендриты. Ниже этой температуры, но выше неравновесного солидуса сплав представляет собой каркас из сомкнувшихся ветвей дендритов, внутри которого остаётся незакристаллизовавшаяся жидкость. Таким образом, в затвердевающей отливке с толщиной стенки равной δ_0 из сплава с широким температурным интервалом затвердевания одновременно могут находиться области: полностью твёрдого металла (тв), твёрдо-жидкого (тж), жидкотвёрдого (жт) и полностью жидкого (ж) (рис.8.2).

Суммарная протяжённость твёрдо-жидкого и жидко-твёрдого состояний получила наименование 2^x фазной области; Температурный интервал между температурой образования непрерывной твёрдой фазы и солидусом сплава назван эффективным интервалом затвердевания.

Из рис. 8.2 очевидно, что протяжённость 2^x фазной области увеличивается с увеличением температурного интервала затвердевания и уменьшением интенсивности охлаждения.

Отливка

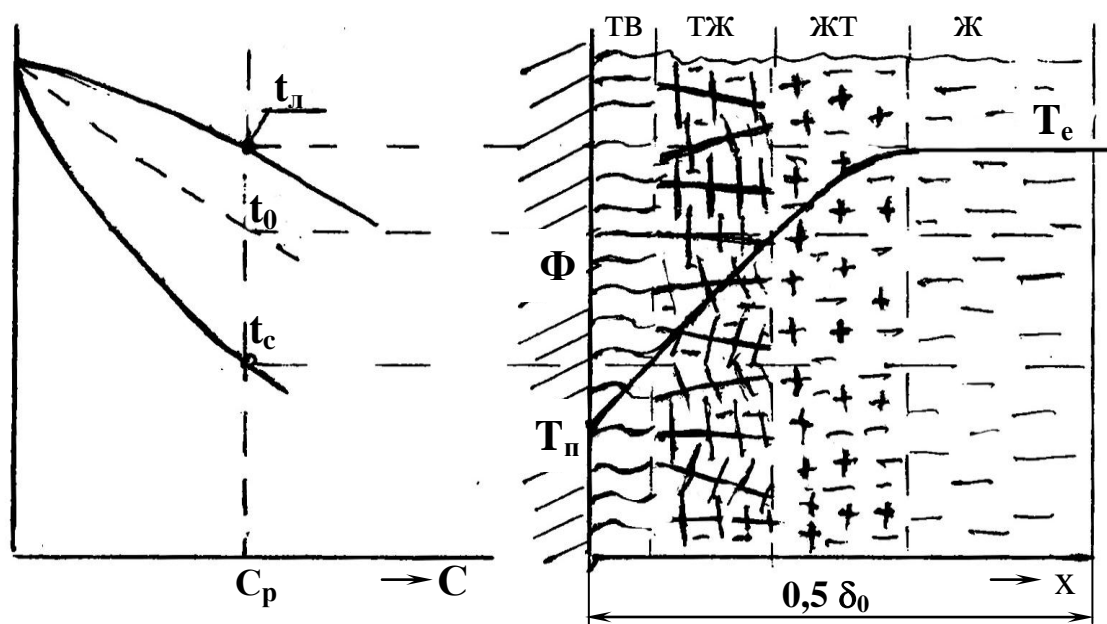


Рис. 8.2 Характер затвердевания сплава с широким температурным интервалом затвердевания.

Характер затвердевания и протяжённость 2^x фазной зоны можно описать критерием, который представляет собой отношение температурного интервала ($\Delta t_{кр} = t_l - t_c$) к перепаду температур в отливке между её поверхностью и центром ($\delta t = t_c - t_l$).

$$K = \Delta t_{кр} / \delta t.$$

Если $K \ll 1$, то затвердевание носит последовательный характер с практически отсутствующей областью 2^x фазного состояния. Такой характер затвердевания возможен для тонкостенных отливок, заливаемых в кокиль или водоохлаждаемую форму, из сплавов с узким интервалом затвердевания. Как правило, при этих условиях получается столбчатая макроструктура. При $K \gg 1$, имеющем место для отливок из сплавов с широким $\Delta t_{кр}$, заливаемых в песчаную форму область 2^x фазного состояния на определённой стадии затвердевания распространяется на все сечение отливки. Затвердевание носит объёмный характер. Макроструктура состоит из равноосных кристаллов.

Если $K \approx 1$, затвердевание сплава и макроструктура отливки носит смешанный характер.

8.2 Жидкотекучесть алюминиевых сплавов.

Жидкотекучесть – способность расплавленного металла заполнять литейную форму.

Заполнение формы протекает в две стадии: от начала охлаждения до начала кристаллизации жидкого металла и с начала кристаллизации до полной остановки двухфазного потока, когда образуется большое количество твёрдой фазы.

Скорость и длина потока в первой стадии определяются теплосодержанием металла, кинематической вязкостью расплава и увеличивающимися потерями на трение по длине, поэтому величины их для сплавов одной системы, не сильно различающихся по составу, примерно одинаковы.

Существенные различия наблюдаются во второй стадии течения и объясняются по мнению А.А. Бочвара различным характером кристаллизации.

Если металл затвердевает при постоянной температуре (чистые металлы и сплавы эвтектической концентрации), то происходит постепенное увеличение толщины твёрдой корки с чёткой границей раздела между твёрдой фазой и жидкостью (послойный характер затвердевания). Полная остановка потока наблюдается только в случае полного «перемерзания» канала, т.е. при полном затвердевании металла.

Длина пути пройденного жидким металлом в канале зависит от перегрева расплава. Чем больше перегрев, тем на большем расстоянии от входа начинается затвердевание. Как только на конце потока температура падает до температуры кристаллизации, на стенках формы начинает формироваться кромка твердого металла, которая постепенно утолщается. Внутри твердой корки течет жидкий металл, который, продвигаясь по каналу, увеличивает длину потока. Полная остановка потока происходит после полного перекрытия канала твердым металлом, то есть после того как металл потеряет 100% теплоты затвердевания.

У сплавов, затвердевающих в интервале температур, развивается 2^x фазная область, внутри которой одновременно сосуществуют жидкая и твёрдая фазы. Затвердевание внутри этой области протекает объёмно. Чем больше температурный интервал затвердевания, тем шире область

объёмного затвердевания. В этом случае остановка потока происходит, когда на носке потока образуется достаточное количество твёрдой фазы. При этом сплав затвердевает частично, а температура остановки потока находится между ликвидусом и солидусом сплава и называется температурой нулевой жидкотекучести. Очевидно, что жидкотекучесть в первом случае определяется теплотой перегрева и теплотой затвердевания всего объёма, находящегося в зоне перемерзания. Во втором случае жидкотекучесть определяется теплотой перегрева и теплотой затвердевания той части металла, которая приводит к остановке носка потока.

Поток остановится, когда давление окажется недостаточным для преодоления сил, зависящих от вязкости «пульпы». При этом сплав ещё может находиться в области жидко-твёрдого состояния. В связи с этим температура нулевой жидкотекучести ($t_{ож}$) оказывается несколько выше температуры образования непрерывной твёрдой фазы (t_0).

Различают практическую, условно-истинную и истинную жидкотекучесть, которые отличаются друг от друга температурами

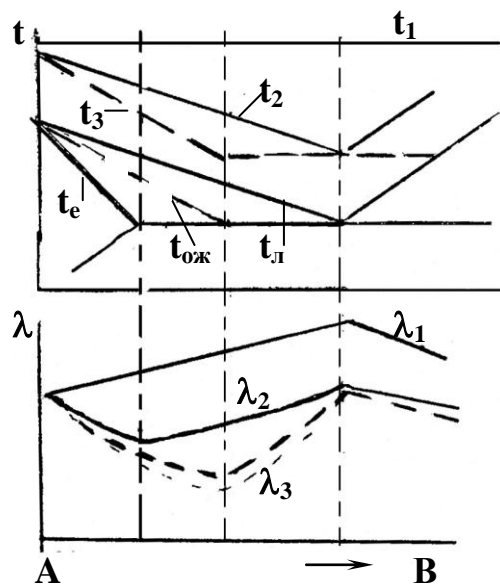


Рис. 8.3 Влияние состава сплава на жидкотекучесть: λ_1 – практическую, λ_2 – условно-истинную, λ_3 – истинную.

заливки (рис. 8.3). Практическая жидкотекучесть – жидкотекучесть, определённая при постоянной температуре разливки (t_1). Именно эта жидкотекучесть алюминиевых сплавов приводится в справочной литературе, т.к. температуры заливки промышленных сплавов различаются мало.

Практическая жидкотекучесть сплавов со снижающейся температурой ликвидуса определяется двумя факторами, действующими в противоположных направлениях. С одной стороны по мере увеличения концентрации легирующего элемента возрастает перегрев сплава над ликвидусом и увеличивается теплосодержание жидкого металла жидкотекучесть должна возрастать. С другой стороны при возрастании температурного интервала затвердевания остановка потока происходит при меньшем количестве твёрдой фазы, что уменьшает теплосодержание жидко-твёрдого состояния, и жидкотекучесть сплавов должна уменьшаться. В зависимости от того, какой из этих факторов оказывает решающее влияние, жидкотекучесть может непрерывно возрастать в концентрационной области от чистого металла до эвтектической концентрации или снижаться до концентрации при которых развивается наиболее протяжённая двухфазная область, а затем снова возрастать. Учитывая, что теплота затвердевания во много раз превышает теплоту перегрева, следует ожидать изменения практической жидкотекучести по кривой с минимумом вблизи температур, соответствующих максимальному интервалу затвердевания.

Истинной считается жидкотекучесть, определённая при одинаковом перегреве над температурой нулевой жидкотекучести (t_3). В этом случае чем шире температурный интервал затвердевания, тем меньше перегрев сплава над температурой ликвидуса. Наименьшее значение его и жидкотекучести соответствует концентрации, при которой линия нулевой жидкотекучести пересекает эвтектическую температуру.

Условно-истинной считается жидкотекучесть, определённая при одинаковом перегреве над температурой ликвидуса (t_2). Наиболее высокие значения ее наблюдаются у чистого металла и сплава эвтектического состава.

При переходе от чистого металла к сплаву меняется характер затвердевания и остановка потока происходит при меньшем количестве твёрдой фазы: условно-истинная жидкотекучесть уменьшается. Минимальное значение её находится в районе максимального интервала затвердевания, так как именно здесь наблюдается наиболее широкая двухфазная область и остановка потока происходит при меньшем количестве твёрдой фазы.

Дальнейшее увеличение концентрации легирующего элемента приводит к одновременному уменьшению температурного интервала затвердевания (t_l-t_c) и возрастанию температурного интервала течения сплава. Условно-истинная жидкотекучесть возрастает.

Для чистого металла все 3 вида температур совпадают, поэтому величины жидкотекучести одинаковы. Аналогично одинаковые температуры истинной и условно-истинной жидкотекучести сплавов эвтектической концентрации обеспечивают равные значения жидкотекучести. При переходе в заэвтектическую область все виды жидкотекучести должны уменьшаться.

Однако в реальных сплавах все не так однозначно. Например, в системе Al-Si максимальное значение жидкотекучести сильно сдвинуто в заэвтектическую область. Объясняется это тем, что теплота плавления кремния (1,4 КДж/г) примерно в 3,5 раза превышает теплоту плавления алюминия (0,4 кДж/г), поэтому увеличение содержания кремния способствует значительному возрастанию теплосодержания жидкого металла. Кроме того, первичные кристаллы кремния имеют компактную форму, поэтому температура нулевой жидкотекучести многих заэвтектических сплавов совпадает с эвтектической.

Некоторое влияние на жидкотекучесть оказывает также вязкость расплава, а последняя, в свою очередь, зависит не только от состава сплава, но также и от наличия в расплаве неметаллических включений, т.е. от условий плавки. Кроме того важное значение может иметь состав краски или припыла формы. Установлено, что припыливание формы гексахлорэтаном существенно повышает формозаполняемость, особенно при литье в кокиль. При контакте расплава с гексахлорэтаном происходит разложение последнего, сопровождающееся выделением газовой фазы. При

этом металл течёт как бы в газовой рубашке, что способствует уменьшению влияния шероховатости формы и уменьшает скорость охлаждения.

Поэтому сравнительная оценка жидкотекучести различных сплавов может производиться только в случае одинаковой методики определения.

Значения жидкотекучести большинства алюминиевых сплавов, приведенные в справочной литературе [37], получены для песчаной формы по прутковой пробе Глазунова и Спекторовой [36], по которой в одной форме одновременно заливаются 3 прутка Φ 5мм (рис.8.4). Практическая жидкотекучесть при 700°C , температурный интервал затвердевания и величина перегрева над ликвидусом для широко применяемых сплавов разных систем приведены в табл.8.1.

Из данных табл. 8.1 следует, что практическая жидкотекучесть силуминов самая высокая. Она гораздо выше, чем жидкотекучесть чистого алюминия, хотя силумины затвердевают в интервале температур.

При этом происходит снижение температуры ликвидуса и увеличивается перегрев сплавов над ликвидусом. Одновременно происходит увеличение теплосодержания сплавов в связи с легированием их кремнием. Самую высокую жидкотекучесть имеет сплав АК12(АЛ2), который по содержанию кремния соответствует эвтектической концентрации.

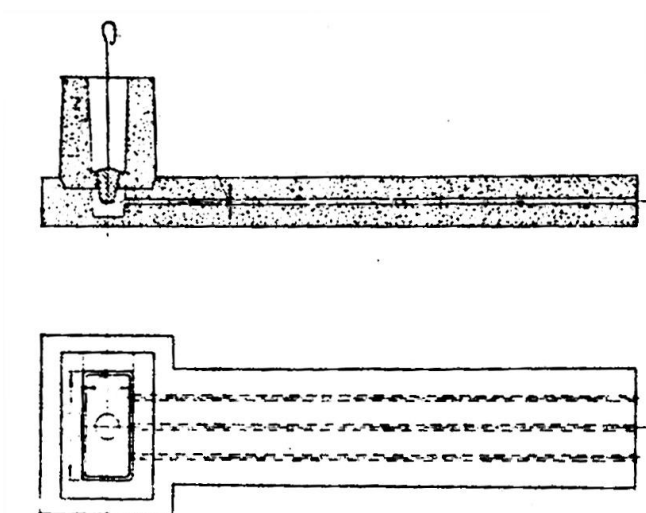


Рис. 8.4 Схема прутковой пробы для определения жидкотекучести

Таблица 8.1

Температуры ликвидуса (t_l), солидуса (t_c), температурный интервал затвердевания ($\Delta t = t_l - t_c$), перегрев над ликвидусом ($\Delta t_{п} = 700 - t_l$) и практическая жидкотекучесть (λ , мм) алюминиевых сплавов.

Система	Марка сплава	Температура, °С				λ , мм (пруток)
		t_l	t_c	Δt	$\Delta t_{п}$	
Алюминий	А7	660	660	-	40	320
Al-Si	АК12(Ал2)	577	577	-	123	420
Al-Si-Mg	АК9ч(Ал4)	601	569	32	131	355
	АК7ч(Ал9)	620	577	43	80	350
Al-Si-Cu	АК5м(Ал5)	620	577	43	80	340
	АК8м(Ал32)	637	603	34	63	360
Al-Cu	АМ5(Ал19)	650	540	110	50	205
Al-Mg	АМг6л(Ал23)	628	450	178	62	260
	АМг10(Ал27)	610	450	160	90	270

Жидкотекучесть сплавов Al-Cu и Al-Mg, затвердевающих в широких температурных интервалах намного ниже, чем жидкотекучесть чистого алюминия и Al-Si сплавов, хотя перегрев над ликвидусом у них значительно превышает перегрев алюминия и Al-Si сплавов. В то же время более широкий температурный интервал затвердевания способствует тому, что уменьшение количества затвердевшей фазы к моменту остановки потока оказывает преобладающее влияние.

Высокие значения жидкотекучести сплавов обеспечивают возможность получения тонкостенных отливок как литьём в песчаные так и в металлические формы.

8.3 Объёмная усадка затвердевания, плотность и герметичность отливок.

Объёмная усадка затвердевания характеризуется процентным отношением разности удельного объёма жидкого металла при температуре ликвидуса и объёма твёрдого металла при температуре солидуса к удельному объёму при температуре ликвидуса.

Объёмная усадка затвердевания чистого алюминия намного выше усадки более тугоплавких металлов таких как Cu, Ti, Fe и составляет 6.5%. Легированные элементы Si и Mg уменьшают объёмную усадку алюминия,

медь практически не меняет, а щелочные и щелочноземельные примеси увеличивают ее, поэтому объёмная усадка сплавов меняется в широких пределах (от 3.2 до 6.8%).

Реализация объёмной усадки затвердевания может проявляться в отливке в виде усадочных раковин или усадочной пористости.

При последовательном характере затвердевания чистых металлов вся величина объёмной усадки затвердевания, а для сплавов эвтектического состава большая её часть реализуется в виде усадочной раковины.

В этом случае при установке прибылей требуемых размеров получаем плотные отливки.

Затвердевание сплавов, имеющих температурный интервал кристаллизации, сопровождается образованием области твёрдо-жидкого состояния, в которой внутри дендритного каркаса остаются объёмы жидкой фазы, затвердевание которых протекает в условиях дефицита питания, образуется пористость в отливке.

Питание возможно только за счёт фильтрации жидкого металла из жидкотвёрдой области и прекращается, когда внутри неё образуется большое количество твёрдой фазы. Общее количество остаточной жидкости внутри дендритного каркаса и объём каждого единичного «озера», заключённого в междендритном пространстве зависит от протяжённости дендритов и степени их разветвлённости. Чем мельче и разветвлённее дендриты, тем меньше пористость и мельче отдельные поры. В связи с этим можно считать, что чем шире температурный интервал затвердевания и меньше интенсивность охлаждения, тем в большей степени развивается пористость. При полностью объёмном характере затвердевания практически вся объёмная усадка затвердевания реализуется в виде пористости и она развивается по всему сечению отливки.

При смешанном характере затвердевания объёмная усадка реализуется частично за счёт усадочной раковины, а частично за счёт пористости, которая развивается во внутренних слоях отливки.

Распределение усадки затвердевания между усадочными раковинами и усадочной пористостью в двойных сплавах показано на рис. 8.5.

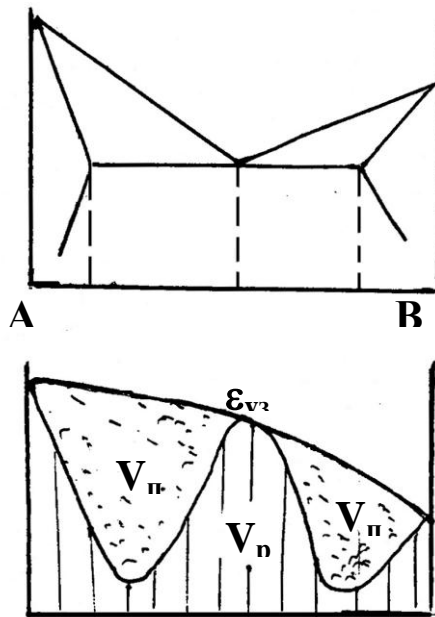


Рис. 8.5 Распределение усадки затвердевания между усадочными раковинами и усадочной пористостью в двойных сплавах.

В сплавах типа твёрдых растворов максимальное развитие пористости наблюдается в сплавах с максимальным интервалом затвердевания. При затвердевании сплавов, содержащих эвтектику, происходит уменьшение объёма как при кристаллизации твёрдого раствора так и при эвтектической кристаллизации. Если уменьшение удельного объёма при затвердевании эвтектики больше, чем у твёрдого раствора, то кристаллизация её в замкнутых объёмах каркаса из первичных кристаллов может внести определяющую роль в формирование пористости. В этом случае область максимальной пористости может не соответствовать максимальному интервалу кристаллизации, а сдвигается в сторону эвтектики.

Как правило, чисто усадочная пористость в алюминиевых сплавах практически не наблюдается, а образуется газоусадочная пористость. При затвердевание непитаемого объёма сплава образуется микроскопическая пора, внутри которой вакуум. Растворённый в металле водород диффундирует в эту пору, давление в ней повышается. При этом не только затрудняется питание за счёт фильтрации жидкости по междендритным каналам, но повышенное давление выделяющегося газа может выжимать

жидкость из затвердевающего объёма. Суммарный объём пор увеличивается, пористость может приобретать транзитный характер.

Объём пористости и характер её определяют такое важное эксплуатационное свойство отливок как герметичность.

Герметичность – это способность отливки выдерживать давление жидкости или газа. Мерой герметичности является минимальное давление, при котором наблюдается течь или максимальная толщина стенки, при которой появляется течь при испытаниях при одинаковых давлениях.

В таблице 8.2 приведены результаты определения герметичности на стаканах наружным диаметром 45мм и толщиной стенки 4мм [40]. Здесь же показаны величины усадки затвердевания и интервалы затвердевания сплавов различного состава.

Герметичность характеризовалась давлением азота (пневмоплотность) и воды (гидроплотность), при котором появляется течь.

Анализ данных табл. 8.2 показывает, что наиболее герметичными являются силумины, имеющие в структуре около 60-100% эвтектики. Эти сплавы являются настолько гидроплотными, что течь наблюдается только после разрушения пробы. В этом случае можно говорить не о гидроплотности, а о гидропрочности сплавов.

Таблица 8.2

Температурный интервал (Δt), объёмная усадка затвердевания ϵ_{v3} и герметичность алюминиевых сплавов.

Система	Марка сплава	Δt , °C	ϵ_{v3} , %	герметичность	
				P_{N_2} , МПа	P_{H_2O} , МПа
Al-Si	AK12 (AL12)	-	3.0-3.5	>3.0	12.0 (разрыв)
Al-Si-Mg	AK9ч(AL14)	32	3.2-3.4	>3.0	20.0 (разрыв)
	AK7ч(AL19)	43	3.7-3.9	>3.0	14.0 (разрыв)
Al-Si-Cu	AK5M(AL15)	43	4.5-4.9	>3.0	16.0 (разрыв)
Al-Cu	AM5 (AL19)	110	6.0	0.5 (течь)	3.5 (течь)
Al-Mg	AMг10 (AL27)	160	4.8-5.0	0.5 (течь)	3.0 (течь)

В связи с этим наиболее прочные силумины оказываются и наиболее герметичными. Некоторые из них, например сплав ВАЛ5, способны выдерживать внутреннее давление до 300 атм. Наименьшую герметичность имеют сплавы типа твёрдых растворов на основе Al-Cu и Al-Mg систем, которые имеют большой интервал затвердевания.

Силумины показали полную гидро- и пневмопроницаемость независимо от толщины стенки и состояния поверхности образца (обработанный или с литейной коркой).

В то же время образцы из сплавов систем Al-Cu и Al-Mg имеют не высокую герметичность только с литейной коркой. Механическая обработка, сопровождающаяся удалением её, приводит к полной потере герметичности. Это является подтверждением того, что в сплавах с широким температурным интервалом пористость поражает практически всё сечение отливки.

8.4 Линейная усадка и горячеломкость алюминиевых сплавов.

Линейная усадка – это сокращение линейных размеров отливки, происходящее в период затвердевания и охлаждения отливки. Величина линейной усадки определяется как:

$$\epsilon_{\text{л}} = [(l_{\text{н}} - l_{\text{х}}) / l_{\text{н}}] \cdot 100\% \quad (8.1)$$

где $l_{\text{н}}$ и $l_{\text{х}}$ – размеры отливки в начальный и любой момент соответственно.

Для чистого металла и сплава эвтектического состава линейная усадка начинает протекать с температуры кристаллизации чистого металла или эвтектики сразу после образования корки твёрдого металла.

При затвердевании сплавов с температурным интервалом кристаллизации линейная усадка начинается после образования непрерывной твёрдой фазы, способной сопротивляться возникающим при

этом напряжениям. Свободная усадка ($\epsilon_{лх}$) с температуры начала линейной усадки до любой температуры определяется:

$$\epsilon_{лх} = \alpha_{ср}(t_{нлу} - t_x) \cdot 100\% \quad (8.2)$$

где $\alpha_{ср}$ – среднее в этом температурном интервале значение коэффициента термического растяжения (сжатия); $t_{нлу}$ и t_x – температуры образования непрерывной твердой фазы и любой момент затвердевания. Полная линейная усадка от $t_{нлу}$ до комнатной температуры $\epsilon_{л} = \alpha_{ср}(t_{нлу} - t_k)$, некоторых алюминиевых сплавов приведена в таблице 8.3

Таблица 8.3

Полная линейная усадка алюминиевых сплавов (ϵ_l)

Система	алюминий	Al-Si	Al-Si-Mg		Al-Cu	Al-Mg
Марка сплава	A7	AK12 (Al2)	AK9ч (Al4)	AK7ч (Al9)	AM5 (Al19)	AMг10 (Al27)
$\epsilon_l, \%$	1,7	0.9-1.0	1.0-1.1	1.0-1.2	1.25	1.1-1.2

Снижение полной линейной усадки сплавов по сравнению с чистым алюминием происходит под влиянием снижающейся температуры начала линейной усадки во всех сплавах. В дополнение к этому у силуминов происходит снижение коэффициента термического расширения с увеличением содержания кремния, т.к. коэффициент термического расширения кремния почти в 6 раз меньше чем у алюминия.

Линейная усадка в эффективном интервале кристаллизации $\epsilon_{лкр} = \alpha(t_{нлу} - t_c)$ изменяется в точном соответствии с изменением этого интервала.

Максимальное значение её соответствует максимальному значению $(t_{нлу} - t_c)$. Причём за t_c принимается температура неравновесного солидуса, т.к. именно при этой температуре последние капли жидкости превращаются в твёрдую фазу.

В сплавах с эвтектическим превращением самое большое значение эффективного интервала кристаллизации наблюдается там, где температурная линия неравновесного солидуса ($t_{нс}$) пересекается с эвтектической температурой, а затем снижается до нуля в точке пересечения температуры начала линейной усадки с эвтектической

температурой. Соответственно изменяется и линейная усадка в эффективном интервале кристаллизации (рис. 8.6).

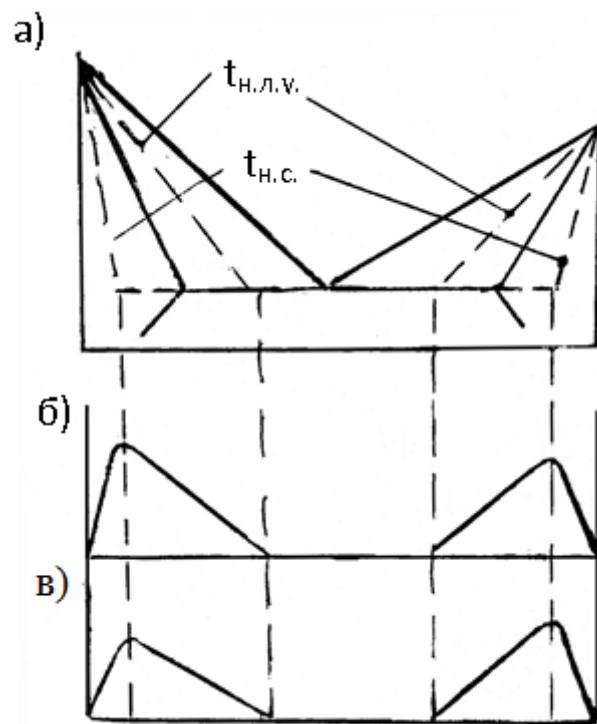


Рис. 8.6 Диаграмма состояния эвтектического типа (а), неравновесный интервал затвердевания (б) и линейная усадка в эффективном интервале затвердевания (в).

В сплавах с эвтектическим превращением максимальное значение эффективного интервала кристаллизации сильно сдвинуто в сторону основы сплава.

Механическое торможение линейной усадки формой, стержнями вызывает пластическую деформацию, действительная величина линейной усадки оказывается меньше свободной.

Если деформация растяжения, вызванная затруднённой усадкой, превышает деформационную способность сплава, возникает трещина. Трещины могут быть холодными и горячими.

Холодные трещины в алюминиевых сплавах возникают редко. Ими могут поражаться крупные слитки непрерывного литья из высокопрочных сплавов, у которых относительное удлинение при нормальной температуре меньше 1,5%.

Горячие трещины в алюминиевых сплавах являются кристаллизационными и возникают в кристаллизационном интервале затвердевания, когда сплав обладает очень низкой прочностью из-за наличия жидкой фазы по границам зёрен. Обычно они располагаются в участках отливки, затвердевающих в последнюю очередь.

Относительное удлинение в эффективном интервале кристаллизации зависит от характера расположения жидких прослоек по границам зёрен, типа образующейся структуры, величины зерна, наличия примесей и т.д. Даже сравнительно небольшое изменение относительного удлинения (десятые доли процента) в эффективном интервале кристаллизации способно сильно повлиять на трещиностойкость сплава.

Для оценки горячеломкости алюминиевых сплавов наиболее широко используется кольцевая проба С.И. Спектровой и Т.В. Лебедевой [36].

Сущность методики заключается в том, что в песчаной форме заформовываются 2 диска толщиной 5 мм и диаметром 107 мм с холодильниками, представляющими собой половину круга. Холодильники устанавливаются в противоположных от питателя направлениях. Модель для формовки показана на рис. 8.7. После удаления модели в форме остаются холодильники и вставляются стальные стержни, диаметр которых меняется от 7 до 97 мм (подбирается в зависимости от состава сплава).

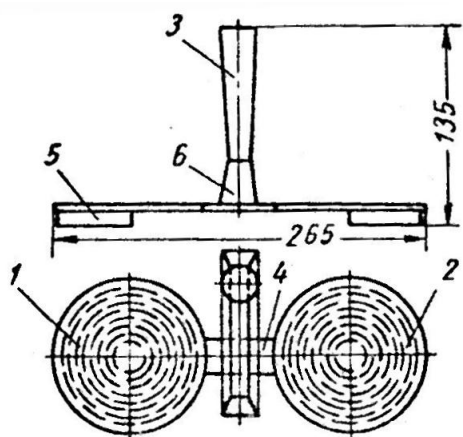


Рис. 8.7 Модельная оснастка для получения кольцевой пробы на горячеломкость: 1,2 – модели образцов; 3 – стоек; 4 – питатель; 5 – холодильник; 6 – коллектор.

Ширина кольца получаемой отливки может изменяться от 5,0 до 50мм через каждые 2,5 мм. Трещины, как правило, образуются вблизи питателя как в наиболее горячем месте. Горячеломкость сплавов определённая по этой методике приведены в таблице 8.4. Показателем горячеломкости считается максимальная ширина кольца, при которой появляются трещины. Чем она больше, тем больше горячеломкость.

Таблица 8.4

Горячеломкость алюминиевых сплавов

Система	Al-Si	Al-Si-Mg		Al-Si-Cu	Al-Mg	Al-Cu
Марка сплава	AK12 (AL2)	AK9ч (AL4)	AK7ч (AL9)	AK5м (AL5)	AMr10 (AL27)	AM5 (AL19)
Горячеломкость, мм	<5	<5	<5	7.5	17.5	32.5

Из таблицы 8.4 следует, что все силумины имеют чрезвычайно низкую горячеломкость, так как эффективный интервал кристаллизации близок или равен нулю, что создаёт возможность получения качественных тонкостенных отливок как литьём в песчаные формы, так и кокильным или литьём под давлением. В противоположность этому литьё сплава AM5 и подобных ему в металлические формы встречает определённые трудности.

ПРИЛОЖЕНИЕ

ПРИМЕНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Огромные природные ресурсы сырья для получения алюминия, высокая удельная прочность алюминиевых сплавов, которая может сочетаться с высокой коррозионной стойкостью, электропроводностью и технологичностью делают их незаменимым материалом для различных областей хозяйственной деятельности.

Если в первой половине 20 века основным потребителем алюминиевых сплавов являлась авиация, то в настоящее время невозможно найти область, в которой не применяются алюминий и его сплавы.

Гражданское строительство, водный, железнодорожный и автомобильный транспорт, авиационная и ракетная техника, нефтяная и газовая промышленность, электротехника, товары народного потребления и пищевая промышленность - вот далеко не полный перечень областей применения алюминия и его сплавов.

В приложении приведены наиболее широко применяемые алюминиевые сплавы отдельных систем, их отличительные свойства и область применения по материалам работ [30, 38, 39].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. К вопросу о происхождении самородного алюминия: Доклад АН СССР / Е. Осадчий, В.Купенко, Ю. Алехин и др. АН СССР, том 226, №5, 1982.
2. Металловедение алюминия и его сплавов: Справ. / Под ред. И.Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1971. 351с.
3. Металлические примеси в алюминиевых сплавах / А.В.Курдюмов, С.В. Инкин, В.С. Чулков, Г.Г. Шадрин. М.: Металлургия, 1988. 144 с.
4. Фридляндер И.Н. Исследование природы включений типа окисных плен в штамповках из алюминиевых сплавов // Металлургические основы литья легких сплавов: М.: гос. изд. оборонной промышленности, 1957. С. 286-287.
5. Тулянкин Ф.В., Фридляндер И.Н., Захаров В.З., Кащеев М.Г. Изучение окисных плен в штамповках из алюминиевых сплавов // Металлургические основы литья легких сплавов: М.: гос. изд. оборонной промышленности, 1957. С. 298-305.
6. Гуляев Б.Б. Физико-химические основы синтеза сплавов. Л.: Изд-во ЛГУ, 1980. 192 с.
7. Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спаский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. М.: Машиностроение, 1984. 432 с.
8. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с английского под ред. Ф.И. Квасова, Г.Б. Строганова, И.Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1979, 640с.
9. Вульф Б.Е. Тройные металлургические фазы в сплавах. М.:Металлургия, 1975,
10. Легирование алюминиево-кремниевых сплавов для улучшения их свойств / Ю.Н. Степанов, Ю.И. Коновалов, Б.Б. Гуляев и др. // Цветные металлы
11. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. М.:Металлургия, 1985. 216с.
12. Братухин А.Г., Глотов Е.Б., Лебедев В.М. Некоторые особенности производства отливок из высокопрочных литейных алюминиевых сплавов // Литейное производство. 1994. №5, с.11-13
13. Постников Н.С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 300с.
14. Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. М.: Металлургия, 1982. 222с.

15. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. М.: ГОСНТИ по чёрной и цветной металлургии, 1964. 224с
16. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1976. 271с.
17. Белов Н.А. Оптимизация состава структуры малокремнистых силуминов с высоким содержанием Fe // Изв. Вузов. Цветная металлургия, 1992. №4. С.130-135.
18. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Новые литейные алюминиевые сплавы для машиностроения // Технология лёгких сплавов, 1997. №4. С.20-24
19. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Ширяева Н.В. Фазовый состав и механические свойства алюминия с магнием и литием // Изв. АН ССР. Металлы. 1965. №2. С. 153-158.
20. О возможности разработки литейного сплава Al-Mg-Li / А.Г. Братухин, В.В. Черкасов, В.И. Лукин и др. // Литейное производство. 1996. №4. С. 14-16.
21. Абрамов А.А. Развитие научных и технологических основ формирования структуры и свойств отливок из высокопрочных алюминиевых сплавов: Автореф. дис. ...докт. техн. наук / СПбГПУ. СПб., 1999. 16 с.
22. Колобнев И.Ф. Пути повышения прочностных характеристик жаропрочных и высокопрочных литейных алюминиевых сплавов // Сплавы цветных металлов. М.: Наука, 1977. С. 205-210.
23. Белов Н.А. Структура и упрочнение литейных сплавов системы Al-Ni-Zr // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. №10. С. 19-22.
24. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1964. 214с.
25. Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 223 с.
26. Туркина Н.И., Кузьмина В.И. Фазовые взаимодействия в системе Al-Mg-Sc. Изв. АН СССР, Металлы, 1976. №4. С.2080212.
27. Фридляндер И.Н., Яценко К.П., Семенова З.Г., Некрасова Г.А. Сплавы на алюминиево-бериллиевой основе. МиТОМ, 1965, №3, С.2-5
28. Лужников Л.П. Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах. М.: Металлургия, 1985, 290с.
29. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1966, 394с.
30. Альтман М.Б., Арбузов Ю.П., Бабичев Б.И. и др. Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов. Справ. руководство, М.: Металлургия, 1972, 408 с.

31. Глазов В.М., Степанов М.В. Химические реакции между легирующими компонентами в сплавах. Сб. Сплавы цветных металлов. М.: Наука, 1972, С.110-117.
32. Воронцова Л.А. и др. Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. М.: М.: Энергия, 1971.
33. Бочвар А.А. Металловедение.-М.: ГОСИНТИ по чёрной и цветной металлургии 1956, 495с.
34. Плавка и литьё алюминиевых сплавов. Спр. под ред. В.И. Добаткина. М.: Металлургия, 1983, 351с.
35. Постников Н.С. Высокогерметичные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1972, 161с.
36. Колобнёв И.Ф., Крымов В.В., Полянский А.П. Справочник литейщика. Фасонное литьё из алюминиевых и магниевых сплавов. М.: Машгиз, 1957, 482с.
37. Галдин Н.М., Чернега Д.Ф., Иванчук Ю.В. и др. Цветное литьё, Справочник. М.: Машиностроение, 1989, 527с.
38. Материалы в машиностроении. Т. 1. Цветные металлы и сплавы: Справ. / Под ред. А.П. Лужникова. М.: Машиностроение, 1989. 527 с.
39. Алюминиевые сплавы (свойства, обработка, применение): Справ. / Пер. с немецкого под ред. М.Е. Драц. М.: Металлургия, 1979. 679 с.
40. Постников Н.С. Высокогерметичные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1972, 161с.

Применение алюминиевых сплавов

№ п/п	Система, (марки основных сплавов)	Характерные свойства	Состояние поставки	Области применения, виды изделий
1	Алюминий различной чистоты	Высокие деформируемость, коррозионная стойкость и электропроводность. Хорошая свариваемость аргоно-дуговым методом.	Деформированное нагартованное или отожженное: фольга, лента, трубы, проволока.	<u>Химическое машиностроение</u> : сосуды для работы под давлением, трубопроводы, различные ёмкости; <u>Электротехника</u> : Проволока для кабелей, бумажные и электролитические конденсаторы, обмотки трансформаторных катушек; <u>Строительство</u> : ячеистый алюминий – тепло и шумоизоляция, ограждения, товары народного потребления: штампованная посуда, консервные банки и крышки, упаковочная фольга.
2	Al-Mg (AMц)	То же, что для алюминия, но более высокие прочностные свойства	Деформированное нагартованное или отожжённое: плоские и гафрированные листы, трубы, профили	<u>Гражданское строительство</u> : ограждающие конструкции, кровля, подвесные потолки, оконные переплёты, витражи; <u>Автомобилестроение и авиация</u> : декоративная отделка салона самолётов, обшивка передвижных домиков, автоприцепов; <u>Трубопроводы</u> : различного назначения.
3	Al-Mg (AMг2, AMг4, AMг5, AMг6)	Высокие прочность и пластичность, коррозионная стойкость, хорошая свариваемость аргоно-дуговым методом	Деформированное нагартованное или отожжённое состояние: прутки, трубы, листы, профили.	<u>Гражданское строительство</u> : несущие конструкции, кровельные и стеновые панели зданий, крупноразмерные витражи; <u>Транспорт</u> : сварные корпуса судов на подводных крыльях и воздушной подушке, судовые надстройки, кузова самосвалов, баки для горючего, вагоностроение; <u>Химическое машиностроение</u> : сосуды, работающие под давлением.
	Фасонные отливки, применяемые после термической обработки по режиму T4.			

№ п/п	Система, (марки основных сплавов)	Характерные свойства	Состояние поставки	Области применения, виды изделий
4	Al-Mg-Li-Zr (сплав 01420)	Высокая удельная прочность, высокий модуль упругости	Прессованные и штампованные изделия, подвергающиеся термической обработке (Т5, Т6)	<u>Авиационная и ракетная техника</u> (крупногабаритные вафельные панели)
5	Al-Mg-Be	Высокая прочность, чрезвычайно высокий модуль упругости и ударная вязкость, хорошая коррозионная стойкость	Детали, получаемые путём деформации	<u>Авиация</u> : плоские детали, оперение, кили, элероны и т.д.
6	Малолегированные конструкционные сплавы Al-Mg-Si (АВ, АД31, АД33)	Высокая пластичность в холодном и горячем состоянии, хорошая свариваемость, высокая коррозионная стойкость	Деформированные изделия после термической обработки по режиму Т5 (трубы, листы, прутки);	<u>Гражданское строительство</u> : ограждающие и несущие конструкции, витражи, оконные и дверные коробки и т.д. <u>Резервуары, трубопроводный транспорт</u> для водопроводов, бензинопроводов; <u>Авиация</u> : рамы, лонжероны, клееные и клёпаные изделия сложной формы
7	Малолегированные электротехнические сплавы Al-Mg-Si-Fe	То же и высокая электропроводность; более высокая прочность, чем у Al	Деформированные шины, трубы, проволока, профили	Электротехника
8	Эвтектические Al-Si (АК12)	Высокие технологические свойства, умеренная прочность	Фасонное литьё, применяемое без термической обработки	Малонагруженные и тонкостенные детали, отливаемые в песчаные формы, в кокиль и литьём под давлением

№ п/п	Система, (марки основных сплавов)	Характерные свойства	Состояние поставки	Области применения, виды изделий
9	Доэвтектические сплавы систем: Al-Si-Mg, Al-Si-Cu-Mg: АК9, АК9ч, АК9пч, АК8, АК7, АК7ч	Высокие удельная прочность и герметичность, отличные литейные свойства. Упрочняются термической обработкой по режимам Т5 и Т6	Средне и высоконагруженные изделия. Тонкостенное по конфигурации литьё.	Детали реактивных поршневых двигателей в авиации и автотракторной промышленности (головки и блоки цилиндров, высокогерметичные корпуса насосов, помп, картеры, тормозные барабаны, диски колёс и т.д.). Детали различного назначения для всех отраслей промышленности и бытовой техники.
10	Эвтектические и заэвтектические сплавы Al-Si-Cu и Al-Si-Cu-Mg: АК12М2, АК12ММгН, АК12М2МгН, АК21М2.5Н2.5	Более высокие жаропрочность и износостойкость, меньший коэффициент термического расширения	Литые поршни двигателей внутреннего сгорания	Различные отрасли промышленности
11	Al-Cu-Mg-Mn: Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17	Высокая прочность, способность упрочняться термической обработкой, но пониженная, по сравнению с вышеперечисленными сплавами, коррозионная стойкость	Деформированные полуфабрикаты: листы, прутки, профили, поковки, штамповки, заклёпки	<u>Авиация</u> : детали крыльев, обшивка фюзеляжа штампованные панели, болтовые соединения и т.д.; <u>Судостроение</u> : клёпаные корпуса речных пассажирских судов и т.д. Для изготовления ферм и высоконагруженных деталей различных конструкций
12	Al-Cu-Mg-Si: АК2, АК4, АК6, АК8	Сочетание высокой прочности при нормальных и повышенных температурах;	Поковки, штамповки	В основном авиация. Применяются поршни двигателей внутреннего сгорания, лопатки компенсаторов, крыльчатки, подmotorные рамы, фитинги, крепёжные детали и др.

№ п/п	Система, (марки основных сплавов)	Характерные свойства	Состояние поставки	Области применения, виды изделий
13	Al-Cu-Mn-Ti: AM5, AM4.5Кд	Высокая прочность и жаропрочность, низкие литейные свойства и коррозионная стойкость	Фасонное литьё, упрочняемое термической обработкой по режимам T4, T5, T6.	Силовые детали, работающие при температурах до 300 ⁰ С, применяемые в различных отраслях.
14	Al-Zn-Cu-Mg: B93, B94, B95, B96	Самая высокая прочность при сравнительно низкой пластичности, низкие коррозионная стойкость, технологичность и жаропрочность.	Листы, прутки, профили, поковки, штамповки. Упрочняются за счёт термической обработки по режиму T5, T6.	Сильно нагружаемые конструкции в авиации (обшивки, стрингеры, лонжероны, заклёпки и т.д.) профили для кузовов большегрузных автомобилей.